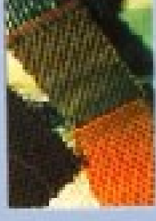
中国材料工程大典

中国机械工程学会 中国材料研究学会

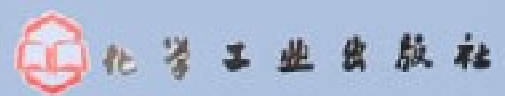

中国材料工程大典编委会




第18卷 材料铸造成形工程（上）

柳百成 黄天佑 主编



CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

中国材料工程大典

中国机械工程学会　中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第18卷　材料铸造成形工程（上）

柳百成　黄天佑　主编



·北　京·

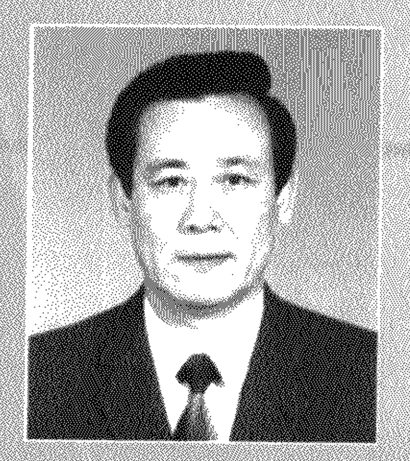
中国材料工程大典编委会



主任：路甬祥



常务副主任：李成功

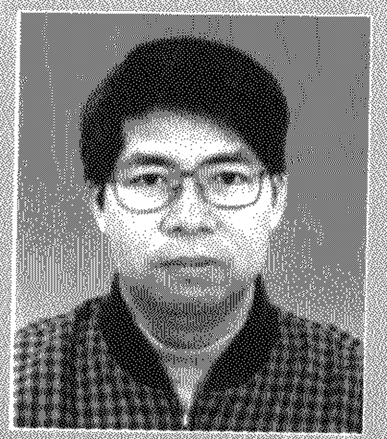


总策划：宋天虎





总策划：黄远东



总编辑：李骏带



杨　合（西北工业大学教授）
杨　武（上海材料研究所教授）
杨乃宾（北京航空航天大学教授）
杨才福（钢铁研究总院教授）
杨鸣波（四川大学教授）
杨忠民（钢铁研究总院教授）
杨晓华（福州大学教授）
杨海波（北京科技大学教授）
杨焕文（中国有色金属学会副秘书长、教授）
杨德仁（浙江大学教授）
李　强（福州大学教授）
李　晋（上海材料研究所教授）
李　楠（武汉科技大学教授）
李长久（西安交通大学教授）
李龙土（清华大学教授、院士）
李成功（中国材料研究学会荣誉理事、教授）
李光福（上海材料研究所教授）
李志刚（华中科技大学教授）
李明哲（吉林大学教授）
李明辉（上海交通大学教授）
李学勇（科学技术部副部长）
李虹霞（洛阳耐火材料研究院教授）
李恒德（清华大学教授、院士）
李贺军（西北工业大学教授）
李海军（宁夏东方钽业股份有限公司高级工程师）
李骏带（中国材料工程大典编委会高级工程师）
李鹤林（石油天燃气公司管材研究所教授、院士）
严东生（中科院上海硅酸盐研究所教授、院士）
连克仁（苏州特种加工研究所教授）
肖亚庆（中国铝业公司总经理、教授）
吴　行（装甲兵工程学院教授）
吴　昆（哈尔滨工业大学教授）
吴　诚（上海材料研究所教授）
吴永声（四川大学教授）
吴伟仁（国防科工委科技与质量司司长、研究员）
吴性良（复旦大学教授）
吴科如（同济大学教授）
吴恩熙（中南大学教授）
吴谊群（中科院上海光学机械研究所研究员）
吴智华（四川大学教授）
吴德馨（中科院微电子所研究员、院士）
何光远（原机械工业部部长、教授）
何季麟（宁夏东方有色金属集团公司总裁、院士）
佟晓辉（中国热处理行业协会研究员）
邱　勇（清华大学教授）
邱冠周（中南大学副校长、教授）
邱德仁（复旦大学教授）
余金中（中科院半导体研究所研究员）
邹广田（吉林大学教授、院士）
汪明朴（中南大学教授）
沈　真（中航一集团623所研究员）
沈万慈（清华大学教授）
沈德忠（清华大学教授、院士）
宋天虎（中国机械工程学会秘书长、教授）
张　力（国防科工委经济与协调司副司长、研究员）
张　扬（四川大学教授）
张　华（贵州安大航空锻造公司副总经理）
张　杰（北京科技大学教授）
张　金（中国锻压协会秘书长、教授）
张　峥（北京航空航天大学教授）
张子龙（北京航空材料研究院高级工程师）
张用宾（中国建筑材料科学研究院教授）
张立同（西北工业大学教授、院士）
张永俐（昆明贵金属研究所教授）
张吉龙（中国铝业公司教授）
张旭初（中国材料工程大典编委会教授）
张佐光（北京航空航天大学教授）
张晋远（钢铁研究总院教授）
张康侯（昆明贵金属研究所教授）
张道中（中科院物理研究所教授）
张新民（中南大学教授）
陆燕荪（原机械工业部副部长）
陈　琦（沈阳铸造研究所教授）
陈文哲（福州大学教授）
陈世朴（上海交通大学教授）
陈立泉（中科院物理研究所教授、院士）
陈运远（上海材料研究所教授）
陈志良（化学工业出版社编审）
陈国钧（钢铁研究总院教授）
陈治明（西安理工大学校长、教授）
陈南宁（北京钢铁设计研究总院教授）
陈祝年（山东大学教授）
陈晓慈（中国第二重型机械集团公司副总工程师）
陈涌海（中科院半导体研究所研究员）
陈祥宝（北京航空材料研究院研究员）
陈超志（中国机械工程学会高级工程师）
林慧国（钢铁研究总院教授）
欧阳世翕（中国建筑材料科学研究院教授）
卓尚军（中科院上海硅酸盐研究所研究员）
易建宏（中南大学教授）
罗祥林（四川大学教授）
罗豪甦（中科院上海硅酸盐研究所教授）
果世驹（北京科技大学教授）
周　廉（西北有色金属研究院教授、院士）
周伟斌（化学工业出版社副社长、编审）
周国庆（化学工业出版社副总编辑、编审）
郑有炓（南京大学教授、院士）
柳玉起（华中科技大学教授）

柳百成（清华大学教授、院士）
胡玉亭（太原钢铁集团公司总工程师、教授）
胡正寰（北京科技大学教授、院士）
南策文（清华大学教授）
赵万生（哈尔滨工业大学教授）
赵有文（中科院半导体研究所研究员）
赵国群（山东大学教授）
赵金榜（上海市涂料研究所教授）
赵梓森（武汉邮电科学研究院研究员、院士）
赵慕岳（中南大学教授）
钟群鹏（北京航空航天大学教授、院士）
施东成（北京科技大学教授）
施剑林（中科院上海硅酸盐研究所教授）
姜不居（清华大学教授）
姜晓霞（中科院金属研究所研究员）
祖荣祥（钢铁研究总院教授）
姚　燕（中国建筑材料科学研究院院长、教授）
贺守华（国防科工委经济与协调司处长）
耿　林（哈尔滨工业大学教授）
聂大钧（宁夏东方有色金属集团公司教授）
贾成厂（北京科技大学教授）
顾冬红（中科院上海光学机械研究所研究员）
夏巨谌（华中科技大学教授）
夏志华（北京有色金属研究总院教授）
俸培宗（化学工业出版社社长、编审）
徐匡迪（中国工程院院长、院士）
徐廷献（天津大学教授）
徐建军（四川大学教授）
徐祖耀（上海交通大学教授、院士）
徐家文（南京航空航天大学教授）
徐跃明（中国机械工程学会热处理学会研究员）
徐滨士（装甲兵工程学院教授、院士）
殷树言（北京工业大学教授）
翁宇庆（中国金属学会理事长、教授）
郭会光（太原重机学院教授）
郭景杰（哈尔滨工业大学教授）
高瑞萍（国家自然科学基金委员会研究员）
栾恩杰（国防科工委专家咨询委主任、研究员）
唐仁政（中南大学教授）
唐汝钧（上海材料研究所教授）
唐志玉（四川大学教授）
唐昌世（首都钢铁集团公司教授）
益小苏（北京航空材料研究院教授）
涂善东（南京工业大学教授）
黄　勇（清华大学教授）
黄天佑（清华大学教授）
黄玉东（哈尔滨工业大学教授）
黄本立（厦门大学教授、院士）
黄远东（中国材料工程大典编委会高级工程师）
黄伯云（中南大学校长、院士）
黄校先（中科院上海硅酸盐研究所教授）
黄培云（中南大学教授、院士）
曹勇家（钢铁研究总院教授）
曹湘洪（中国石油化工股份有限公司董事、院士）
龚七一（中国化工学会秘书长、教授）
崔　健（上海宝钢集团公司副总经理、教授）
康喜范（钢铁研究总院教授）
梁　齐（上海交通大学教授）
梁　军（哈尔滨工业大学教授）
梁志杰（装甲兵工程学院高级工程师）
屠海令（北京有色金属研究总院院长、教授）
隋同波（中国建筑材料科学研究院教授）
韩凤麟（中机协粉末冶金分会教授）
彭艳萍（国防科工委科技与质量司高级工程师）
葛子干（北京航空材料研究院院长、教授）
董　瀚（钢铁研究总院教授）
董汉山（英国伯明翰大学教授）
董首山（中科院金属研究所研究员）
董祖珏（机械科学研究院教授）
董湘怀（上海交通大学教授）
蒋力培（北京石油化工学院教授）
蒋建平（浙江大学教授）
傅绍云（中科院理化技术研究所研究员）
储君浩（上海技术物理研究所教授）
谢邦互（四川大学教授）
谢里阳（东北大学教授）
谢建新（北京科技大学副校长、教授）
鄢国强（上海材料研究所教授）
雷天民（西安理工大学教授）
路甬祥（中国机械工程学会理事长、院士）
解应龙（哈尔滨焊接技术培训中心教授）
解思深（中科院物理研究所教授、院士）
雍岐龙（钢铁研究总院教授）
蔡中义（吉林大学教授）
漆　玄（上海交通大学教授）
谭　抚（中国硅酸盐学会副秘书长、教授）
熊守美（清华大学教授）
蕲常青（中科院物理研究所教授）
樊东黎（中国热处理行业协会教授）
黎文献（中南大学教授）
颜永年（清华大学教授）
颜鸣皋（北京航空材料研究院教授、院士）
潘正安（化学工业出版社总编辑、编审）
潘叶金（中南大学教授）
潘振甦（中科院上海硅酸盐研究所教授）
潘健生（上海交通大学教授、院士）
燕　瑛（中国复合材料学会秘书长、教授）
戴国强（科学技术部高新司副司长）

鸣　　谢

在编写过程中，得到以下部门和单位的支持和协作，使《中国材料工程大典》得以顺利编撰完成。在此，中国材料工程大典编委会代表全体作者表示衷心感谢！

支持部门：中华人民共和国科学技术部
国防科学技术工业委员会
国家自然科学基金委员会
中国科学技术协会
中国科学院
中国工程院

协 作 单 位

钢铁研究总院
北京有色金属研究总院
北京航空材料研究院
中国建筑材料科学研究院
中国科学院金属研究所
中国科学院上海硅酸盐研究所
上海宝钢集团公司
中国石油化工集团公司
中国铝业公司
清华大学
中南大学
太原钢铁集团公司
西北有色金属研究院
宁夏东方有色金属集团公司
华中科技大学
中国第二重型机械集团公司
北京科技大学
北京航空航天大学
中国航天集团第703研究所
中国特种设备检测研究中心
哈尔滨工业大学
贵州安大航空锻造公司
东北大学
西安重型机械研究所
中国科学院半导体研究所
四川大学
北京航空制造工程研究所
中国科学院物理研究所
西北工业大学
北京矿冶研究总院
沈阳铸造研究所
江苏法尔胜公司

序

材料是当代社会经济发展的物质基础，也是制造业发展的基础和重要保障。进入21世纪以来，随着经济全球化的发展和中国的崛起，现代制造业的重心正不断向中国转移。据统计，今天中国制造业直接创造国民生产总值的1/3以上，约占全国工业生产的4/5，为国家财政提供1/3以上的收入，占出口总额的90%。但是与发达国家相比，我国制造业的水平不高、自主创新能力不足、高端市场竞争力还不强。我国虽然已是世界制造业大国，但还不是世界制造业强国。在有关因素中，材料工程基础薄弱是制约我国制造业发展的关键因素。广义的材料工程包括材料制备、测试和加工成形过程。为了提高我国制造业的水平和竞争力，突破材料工程这个薄弱环节，中国机械工程学会和中国材料研究学会牵头，会同中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会共同组织编撰《中国材料工程大典》（简称《材料大典》），其目的是力图为我国制造业提供一部集科学性、先进性和实用性于一体的综合性专业工具书。以满足广大科技工作者的迫切需求，为科技自主创新和我国制造业的崛起加强技术基础。

经过5年多的艰苦努力，《材料大典》终将出版了。这部共26卷约7000万字的巨著，是39位两院院士和1200余位参编专家教授们辛勤劳动的智慧结晶。有的作者为此牺牲了健康，如一位退休了的总工程师，为了把他多年的研究成果和实践经验写成书稿，由于长时间写作，导致眼睛视网膜脱落……。这种敬业精神与坚强毅力是值得我们学习铭记的。借此机会，我们要感谢中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会的支持。这些学会的众多专家教授积极参与了《材料大典》编写工作，与中国机械工程学会和中国材料研究学会的专家教授一起完成这项艰巨任务，从而使《材料大典》在完整性与先进性、科学性与实用性的结合上得到了加强；我们要感谢科学技术部、国防科学技术工业委员会、国家自然科学基金委员会、中国科学技术协会、中国科学院、中国工程院，以及各协作单位对编写工作的大力支持和积极帮助；我们也要感谢师昌绪院士等顾问的殷切指导，他们在编委会的两次工作会议上提出了许多重要的意见和建议，平时也给予了经常关心和指导，使我们少走了许多弯路；我们还要对关心和支持《材料大典》编写工作的科研院所、院校、企业以及有关人员表示感谢。没有大家的支持与协同，就不可能有《材料大典》的成功编写和顺利出版。

《材料大典》既总结了10多年来在材料工程方面的最新数据、图表及科研成果，还汇集了国内外在材料工程方面的成熟经验和先进理念，它体现了科学性、先进性和实用性的结合。可供具有大专以上文化水平的有关工程技术人员查阅使用，也可供理工院校的师生参考。

编撰《材料大典》涉及范围广，难度大，书中不可避免地会存在一些缺点和不足之处，恳请各位读者指正。

中国机械工程学会理事长

中国材料工程大典编委会主任

2005年9月23日

前　　言

《材料铸造成形工程》卷是《中国材料工程大典》中的卷目之一。

铸造行业是制造业的主要组成部分，对国民经济的发展有重要作用。铸造是汽车、电力、钢铁、石化、造船、装备制造等支柱产业的基础制造技术，新一代铸造技术也是当代材料工程和先进制造技术的重要内容。中国已是世界铸件生产的第一大国，2004 年铸件产量已超过 2200 万吨。进入 21 世纪，中国铸造业迎来了持续发展的大好局面，但同时也面临对铸件生产的技术水平、质量、能源消耗、环境污染等方面的严峻挑战。中国的铸造业只有向世界先进水平看齐，提高整体技术和管理水平，才能在世界市场激烈的竞争中保持和发扬优势，变“铸造大国”为“铸造强国”，这也是我国广大铸造工作者所面临的紧迫和艰巨的任务。《中国材料工程大典》中的《材料铸造成形工程》卷的编写和出版，正是适应了这种形势发展的需要。

《材料铸造成形工程》卷（上、下卷）是我国至今为止篇幅最大、涵盖内容最新最全的铸造专业技术工具书。内容包括概论、铸造合金及其熔炼、铸造成形工艺技术基础、砂型铸造、特种铸造、铸造成形 CAD/CAE、铸造生产质量检测及控制等 7 篇共 49 章，字数共约 400 多万字。参加本卷编写的有全国著名铸造企业、研究所及大学等各方面的专家教授共 40 余名，最后由柳百成和黄天佑进行统稿。参加编写的主要单位有清华大学、沈阳铸造研究所、北京航空材料研究院、东风汽车公司铸造二厂、哈尔滨工业大学、华中科技大学、西安交通大学、东北大学、西安工程科技学院、河北工业大学等，历时 3 年多完稿。

各篇的主编如下：

第 1 篇	概论	柳百成
第 2 篇	铸造合金及其熔炼	邢建东
第 3 篇	铸造成形工艺技术基础	郭景杰
第 4 篇	砂型铸造	黄天佑
第 5 篇	特种铸造	姜不居
第 6 篇	铸造成形 CAD/CAE	熊守美
第 7 篇	铸造生产质量检测及控制	黄天佑

本书的编写强调以“全而精、新而准、实用便查”为特点，在整体设计上，既立足全局，又突出重点。从材料铸造成形工程的科学基础、成形工艺与设备、生产质量管理与检测、铸造新技术应用等方面，作全方位论述。在取材上，以“基础、通用、先进、实用”为原则。本书全面系统地反映了我国铸造技术的发展及取得的成就和经验，并介绍了国内外的先进铸造技术，具有“科学性、先进性和实用性”。本书主要供从事制造业和材料工程的科技人员在工作中查阅使用，也可以供研究人员、管理人员和高等院校师生参考。

衷心感谢有关单位和个人对本卷编写工作的指导与大力支持，是他们的积极参与和共同协作，才使编写工作得以顺利完成。由于编写时间紧迫和编者水平所限，书中的不当之处，恳请读者指正并提出宝贵意见。

柳百成　黄天佑

2005 年 10 月 12 日

（京）新登字 039 号

内 容 简 介

中国材料工程大典是中国机械工程学会和中国材料研究学会共同组织全国 39 位院士、百余位各学科带头人、千余位材料工程专家共同执笔编写，全面反映当今国内外材料工程领域发展的最新资料和最新成果，集实用性、先进性和权威性于一体的大型综合性工具书。中国材料工程大典包括材料工程基础、钢铁材料工程、有色金属材料工程、高分子材料工程、无机非金属材料工程、复合材料工程、信息功能材料工程、粉末冶金材料工程、材料热处理工程、材料表面工程、材料铸造成形工程、材料塑性成形工程、材料焊接工程、材料特种加工成形工程、材料表征与检测技术等内容，涵盖了材料工程的各个领域，将最新的实用数据（特别是与国际接轨的标准数据）、图表与先进实用的科研成果系统地集合起来，并附应用实例，充分展示了材料工程各领域的现状和未来。中国材料工程大典不仅可以满足现代企业正确选材，合理用材，应用先进的材料成形加工技术，提高产品质量和性能，降低产品成本，增强产品市场竞争力的需要，而且对推动中国材料科学与材料成形加工技术的不断创新，促进制造业的发展，提高我国制造业的竞争能力，具有重要的现实意义。

本书为第 18 卷，材料铸造成形工程（上）。主要内容包括铸造合金及其熔炼、铸造成形工艺技术基础、砂型铸造等。

本书主要供具有大专以上文化水平，从事材料工程研究的工程技术人员在综合研究和处理材料铸造成形工程的各类技术问题时使用，起备查、提示和启发的作用，也可供研究人员、理工院校的有关师生参考。

图书在版编目（CIP）数据

中国材料工程大典．第 18 卷，材料铸造成形工程．上/柳百成，黄天佑主编．—北京：化学工业出版社，2005.8
ISBN 7-5025-7320-8

Ⅰ．中… Ⅱ．①柳…②黄… Ⅲ．①材料科学②铸造—工艺 Ⅳ．①TB3 ②TG24

中国版本图书馆 CIP 数据核字（2005）第 094435 号

中国材料工程大典
第 18 卷
材料铸造成形工程（上）
中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会
柳百成　黄天佑　主编
责任编辑：周国庆　陈志良　李骏带
责任校对：郑　捷
封面设计：雷嘉琦

*

化学工业出版社出版发行
（北京市朝阳区惠新里 3 号　邮政编码　100029）
购书咨询：（010）64982530
（010）64918013
购书传真：（010）64982630
http://www.cip.com.cn

*

新华书店北京发行所经销
北京蓝海印刷有限公司印装
开本 880mm×1230mm 1/16　印张 60　字数 2828 千字
2006 年 1 月第 1 版　2006 年 1 月北京第 1 次印刷
ISBN 7-5025-7320-8
定价：170.00 元

目　录

第1篇

概 论

主 编 柳百成
编 写 柳百成
审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

1 铸造行业及铸造技术的作用与地位

铸造行业是制造业的主要组成部分，对国民经济的发展有重要作用。

众所周知，制造业是国民经济的物质基础，是国家安全的重要保障，是国家竞争力的重要体现。建国以来，经过50多年的艰苦努力，我国制造业已有较好的基础，并呈现出良好的发展态势。我国制造业的工业增加值占GDP的35.75%。据预测，2020年我国制造业工业增加值将占GDP的37.66%，比2002年略有增长。

中国已是制造业大国，仅次于美国、日本、德国，位居世界第四。中国虽是制造业大国，但远不是制造业强国，与工业发达国家相比，仍有很大差距。为了实现GDP翻两番及全面建设小康社会的宏伟目标，必须把我国建设成为一个制造业强国。我国的制造业科技及铸造技术水平也将争取进入世界先进水平行列。

铸造是汽车、电力、钢铁、石化、造船、装备制造等支柱产业的基础制造技术，新一代铸造技术也是先进制造技术的重要内容。应该指出，以液态铸造成形、固态塑性成形及连接成形等为代表的成形制造技术，不仅赋予零件以形状，而且决定了零件的最终组织、结构与性能。

据2002年统计，我国铸件年产量已超过美国（1 181万吨），达到1 626万吨，占世界产量的23.2%，是世界铸件生产第一大国（见图1.0-1）。我国有着悠久而又灿烂的铸造历史。3000多年前我们祖先铸造的铜器至今仍然令全世界惊叹不已。但是，我国的铸造行业与国外工业发达国家相比，仍有很大差距。例如，重大工程的关键铸件如长江三峡水轮机的第一个铸造拼焊结构的叶轮重426 t，仍从加拿大进口，价值为960万美元；航空工业发动机及其他重要的动力机械的关键铸件如燃汽轮机高温合金单晶体叶片的核心铸造技术尚有待突破。又例如，比较中美两国的铸件产量结构（见图1.0-2及图1.0-3），也可看出我国铸件仍然是以普通灰铸铁为主，而铝镁合金铸件及球墨铸铁的比例仅占6%及18.4%，分别低于美国的16.6%及31.4%。因此，在振兴我国制造业的同时，要十分重视和加强铸造技术的发展。

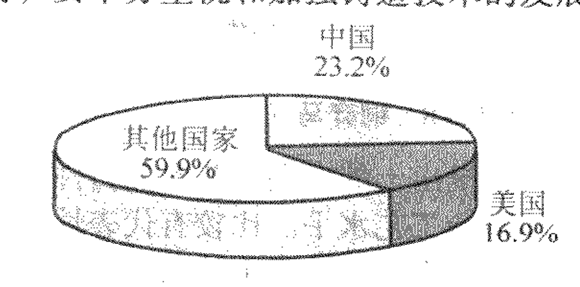


图1.0-1 2002年世界铸件产量分布图

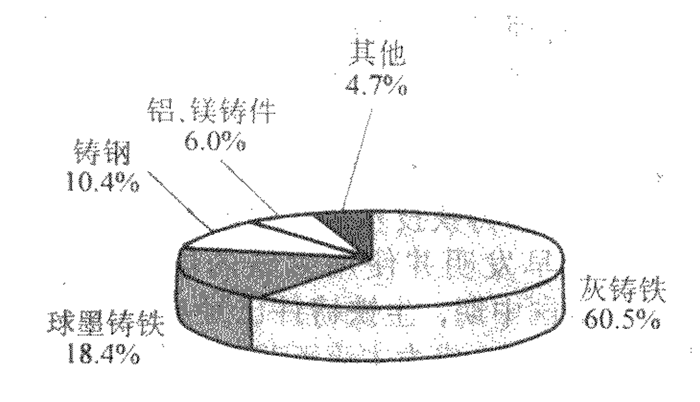


图1.0-2 2002年中国铸件产量结构图

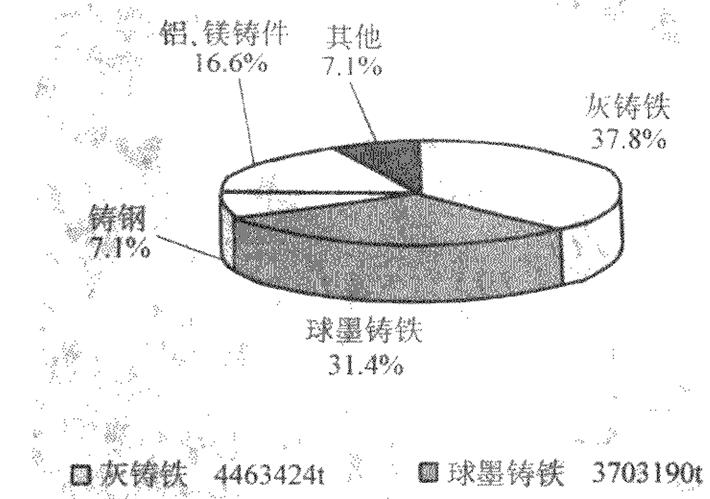


图1.0-3 2002年美国铸件产量结构图

回顾我国光辉灿烂的铸造历史，正视我国铸造技术的现状与问题，展望未来制造科技及铸造科技的发展趋势，我们满怀信心地要把我国从铸造大国建设成为铸造强国。

2 辉煌的历史

我国铸造技术有着悠久的历史，早在5 000多年前，铸造技术就出现在了中华大地上。铸造技术应用到农业生产、兵器制造、音乐艺术及人民生活等各方面，极大地推动了我国古代文明的进步。铸造技术的发展史，是中华民族5 000年文明发展史的重要组成部分。

我国古代铸造技术的发展经历了两个阶段，前2 000余年是以青铜为主的冶铸技术发展阶段；后2 000年是以铸铁为主的发展阶段。这两个阶段是青铜器时代和铁器时代文明的重要标志。

在我国古代，常用的铸造工艺主要有范铸法和失蜡法等。范铸法是用范组合成铸型进行浇注的方法，主要包括铸接、铸焊、铸镶等工艺方法；根据所用范的不同，又可分为石范铸造、泥（陶）范铸造、金属范铸造等。图1.0-4是台湾故宫博物院展出的中国古代青铜器铸造工艺示意图，图1.0-5则是最近从西周青铜遗址出土的纹饰十分精美的陶范残片。失蜡法是用蜡制成模，外敷造型材料成为一整体铸型，然后加热使蜡融化流出，形成空腔，液态金属浇入后冷却成形，得到与原蜡模形状相同的铸件。明代宋应星的《天工开物》中就记述了失蜡法的工艺流程。



图1.0-4 中国古代青铜器铸造工艺示意图
（台湾故宫博物院展出）

商代后期我国出现了大规模的冶铜场，冶炼技术达到了很高的水平，在冶炼时使用熔剂以调整炉渣成分，提高其流动性；冶炼设备也从陶炉发展成由预制陶圈叠成的竖炉。考古发掘的遗址有湖北大冶的铜绿山矿冶遗址、湖北阳新丰山洞矿区遗址等。《周礼考工记》关于“金有六齐”的记载明

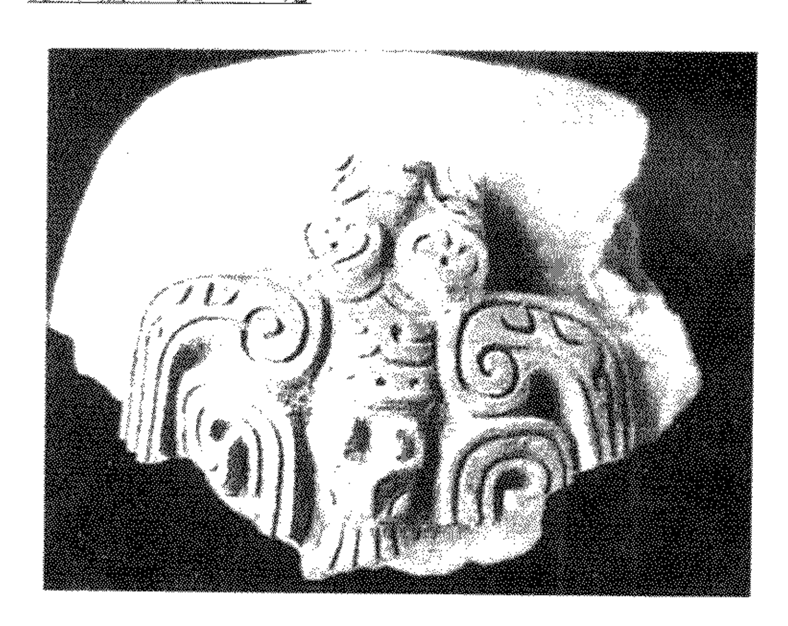


图 1.0-5　纹饰精美的陶范残片
（陕西扶风县出土）

确给出了各类青铜器所用合金的成分，是世界上最早关于合金配比规律的记载。同时，关于合金强化、表面处理及铸造工艺方面也有较为详细的记载。

目前已知最早的可辨器形的青铜器是甘肃东乡林家马家窑文化遗址中出土的一件单范铸造青铜刀，年代为公元前3280～前2740年。

中国古代青铜技术在商代晚期进入鼎盛阶段，夏、商、周是人类青铜文化史上最为光辉灿烂的时代，中国在金属冶炼、铸造以及合金技术、加工技术等方面，都取得了极其伟大的成就。英国科学家李约瑟博士曾说过："没有任何的西方人能够超过中国商、周两代的青铜器铸造"。

商代和西周时期，青铜器铸造在技术上也达到颠峰，青铜器已应用在生产工具、农具、武器、礼器、生活用品等各个方面，这一时期铸造出了大量著名的青铜器铸件。著名的有河南安阳殷墟出土的司母戊大方鼎（见图 1.0-6），该鼎造型雄伟，高 1.33 m，长 1.16 m，宽 0.76 m，重达 875 kg。采用的铸造工艺为泥范铸造，整体浇注，司母戊鼎是已发现的中国古代形体最大、重量最重的青铜器，反映出商代青铜冶铸业具有极高水平。



图 1.0-6　司母戊大方鼎（河南安阳殷墟出土）

1978 年于湖北省随县（今随州市）擂鼓墩曾侯乙墓出土的青铜器群，代表了战国时期青铜铸造技术的高峰。其中的一件尊盘（见图 1.0-7），堪称精品。出土时尊置于盘内，两件器物相映成趣，浑然一体。尊形似喇叭，高 33.1 cm，口宽62 cm；盘高 24 cm，宽 57.6 cm，深 12 cm。宽沿上饰玲珑剔透的蟠虺透空花纹，盘口外布满镂空夔纹。尊盘附有大量透空装饰，令人叹为观止。该器是使用失蜡法铸造而成的，被誉为失蜡法青铜器的颠峰之作。在曾侯乙墓中还出土了一套编钟共 65 件，重约 2 500 kg，设计精巧，气势雄伟，震惊世界，被誉为"世界珍宝"。1969 年 10 月在甘肃省武威县雷台东汉将军墓中出土了一件铜奔马铸件（见图 1.0-8），也称马超龙雀、马踏飞燕。通高 34.5 cm，造型巧妙，三足腾空，昂首扬尾。其右后蹄踏在一只燕形飞鸟之上，飞鸟展翅飞翔作回首翘望状，生动巧妙地表现了马的神速和骏逸，在中国古代马的艺术造型中可说是千古绝作。铜奔马因其巧夺天工的造型，被选作中国旅游的图形标志。

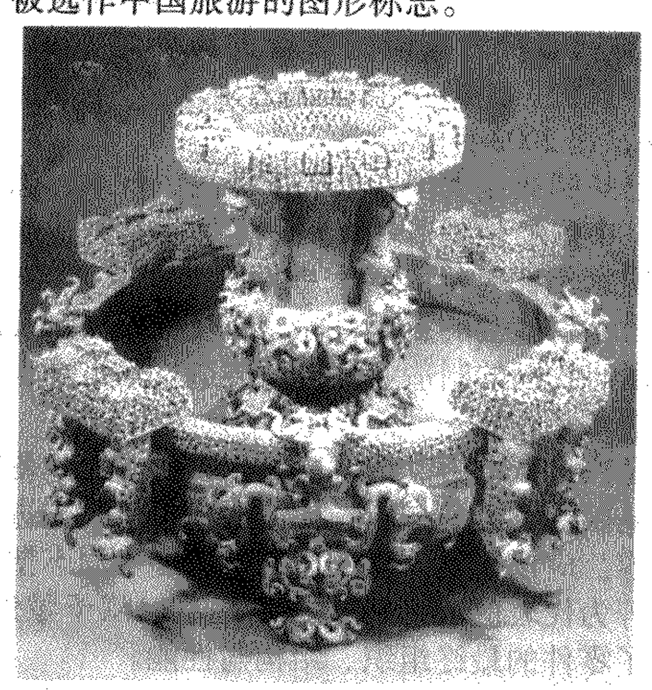


图 1.0-7　曾侯乙尊盘（湖北随州出土）

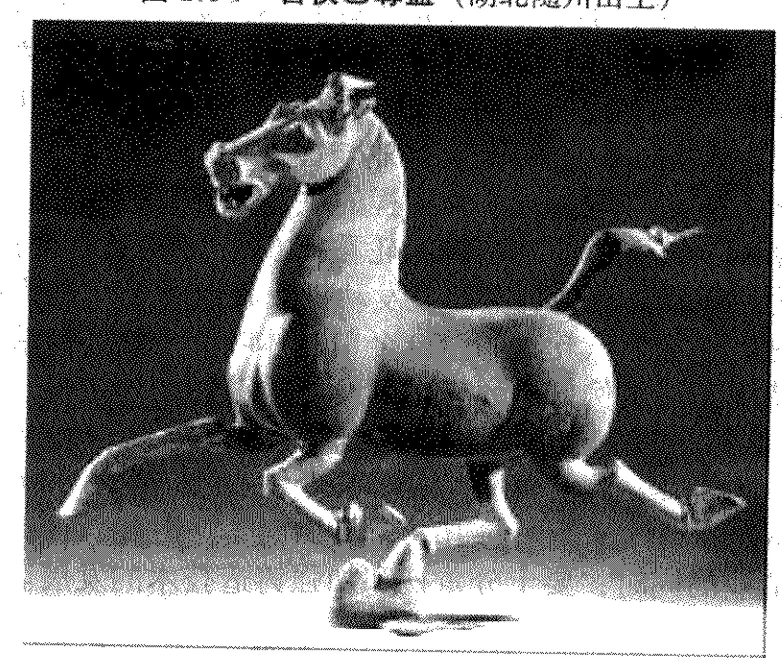


图 1.0-8　铜奔马（甘肃省武威县雷台出土）

还有一大批出土的青铜器艺术品铸件，也都反映出我国古代精湛的铸造工艺水平。比较有代表性的有：陕西岐山出土的大盂鼎、湖南宁乡县出土的四羊方尊、河南淅川下寺出土的云纹铜禁、河南省偃师县二里头出土的铜爵、河北省满城县窦绾墓出土的汉长信宫灯、山东省滕州市前掌大村出土的商代提梁卣及河南新郑出土的莲鹤方壶等。这些艺术品工艺复杂，造型精巧，反映出我国古代劳动人民的伟大智慧。2002 年，美国麻省理工学院 Flemings 教授来中国讲学时，专门以中国古代青铜器为例，赞誉中国人民的聪明才智（见图 1.0-9）。

随着我国古代铸造技术的发展，到公元前 6 世纪的春秋晚期，发明了生铁和铸铁技术，从此进入了铁器文明时代。我国是世界上最早发明并使用生铁的国家，比欧洲早了 1 800 多年。到战国中期，生铁铸件已经成为主要的生产工具，此时铸铁金属型也成为主流工艺，从而广泛应用于军事和农业生产。

1964 年，江苏六合程桥镇出土一件春秋晚期的铁块，经过鉴定确认为白口生铁铸成，这是目前为止我国出土的最早生铁实物。生铁的出现是因为中国烧陶窑和冶铜炉炉温较高，具备了高温冶铁的条件。铁矿石在温度较高的炼铁炉中高温还原并渗碳，得到碳的质量分数为 3%～4%的液态生铁。



图 1.0-9 兽面纹觥（山西灵山旌介出土）

战国初期，发明了韧性铸铁工艺，采用热处理方法，使白口铁中与铁化合的碳成为石墨析出。到了西汉，这一技术得到了进一步的发展和提高，出现了大量柔化处理的黑心可锻铸铁，这一工艺要比法国人在1722年发明的白心可锻铸铁和美国人1826年发明的黑心可锻铸铁早出现了2000年左右。战国中晚期后，可锻化处理工艺有了比较大的发展，部分器件已经处理得比较好，器件断面基本上是可锻铸铁组织，中心没有白口铁残余。汉代到南北朝时期，铸铁可锻化技术发展到比较成熟的阶段，技术水平有了进一步提高，中心很少有白口铁组织残留，石墨形态及质量与现代同类产品相当。

例如，在河南南阳瓦房庄汉代冶铸遗址出土有9件铁农具，经检验有8件是黑心韧性铸铁，质量良好，有一些达到现代同类铸铁的性能。该遗址还出土了具有钢的组织的铸铁件，有的残存着少量微细的石墨，是经脱碳热处理获得的白心韧性铸铁或铸铁脱碳的钢件。此外，在湖南长沙出土的铁铲、湖北包山出土的空首斧以及在山东薛城、河南巩义市、湖北铜绿山等地出现的大量铁器中都发现了此类韧性铸铁组织。

我国古代生铁含硅量长期偏低，在低硅的情况下，我国劳动人民不但生产了大量具有絮状石墨的可锻铸铁，而且生产了部分球墨可锻铸铁，这在世界冶金史上是十分罕见的。特别是河南巩县铁生沟村出土的一件西汉铁镢，经分析发现内部组织具有十分良好的球状石墨（见图1.0-10)，有明显的石墨核心和放射状结构，与现行球墨铸铁国家标准一类A级石墨相当。另外，类似的球状石墨组织也在河南渑池出土的汉魏窖藏铁铧中发现。



图 1.0-10 铁镢球状石墨 400×
（河南巩县铁生沟出土）

铁器铸造工艺方面，西汉铁器铸范也由战国时的单合范发展为双合范。在西汉，人们生活器皿和日用工具已广泛使用铁作为材质，如灯、釜、炉、剪等都已在西汉中期的文化遗址中发现，充分说明在西汉铁器的使用已相当广泛。到东汉时已熟练掌握了层叠铸造这一先进技术，即把若干泥范叠合起来，装配成套，一次就能铸造几个或几十个铸件，与以前相比叠铸技术有重大改进，由原来的双孔浇注，改为单孔一次浇注，进一步提高了生产效率。冶铁效率和铸造技术的提高，进一步促进了铁器使用的普遍化，促进了社会生产力的提高。

隋唐以后，铸造技术得到进一步发展，向大型和特大型铸件发展。比较著名的代表性铸件有河北沧州的后周大铁狮，又名“镇海吼”（见图1.0-11)，铸于953年，高5.3 m，长6.5 m，宽3 m，重约40 t。湖北当阳铁塔，铸于北宋淳熙年间，塔身共由13层叠成，高17.9 m，重53.3 t，是我国现存最高的古代铁塔。这些古代遗存，充分体现了中国古代精湛的铸造技术。



图 1.0-11 河北沧州铁狮

3 巨大的成就

建国以来我国铸造界的广大科研及工程技术人员开展了大量卓有成效的基础理论和应用技术研究，使铸造行业发生了巨大变化，铸造技术水平已在众多领域接近或达到国际水平。技术进步和发展变化主要表现在以下几方面。

(1) 新工艺和新技术的推广应用促进了铸造技术水平的提高

中国二重集团公司成功地浇铸了世界最大的铸钢轧机机架铸件，钢液总重达730 t（见图1.0-12)。国内成功地生产出60万千瓦的汽轮机高中压缸体，12.5～70万千瓦水轮机不锈钢叶片，其尺寸精度达到了国际电工会议规定的标准，并已成功地应用于三峡工程中。哈电集团成功地制造出铸焊结构的三峡工程用水轮机叶轮，重450 t（见图1.0-13)。此外我国铸造行业还生产出了重330 t的大型铸钢件，315 t的大型厚板轧机铸钢机架，260 t的大型铸铁钢锭模，及铝液重

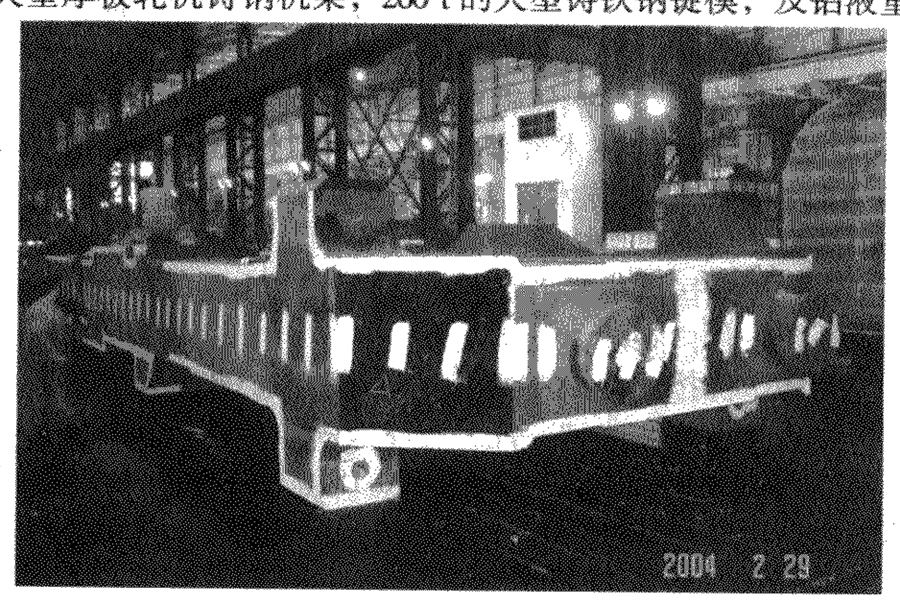


图 1.0-12 特大型铸钢轧机机架，铸件重约400 t
（中国二重集团公司）

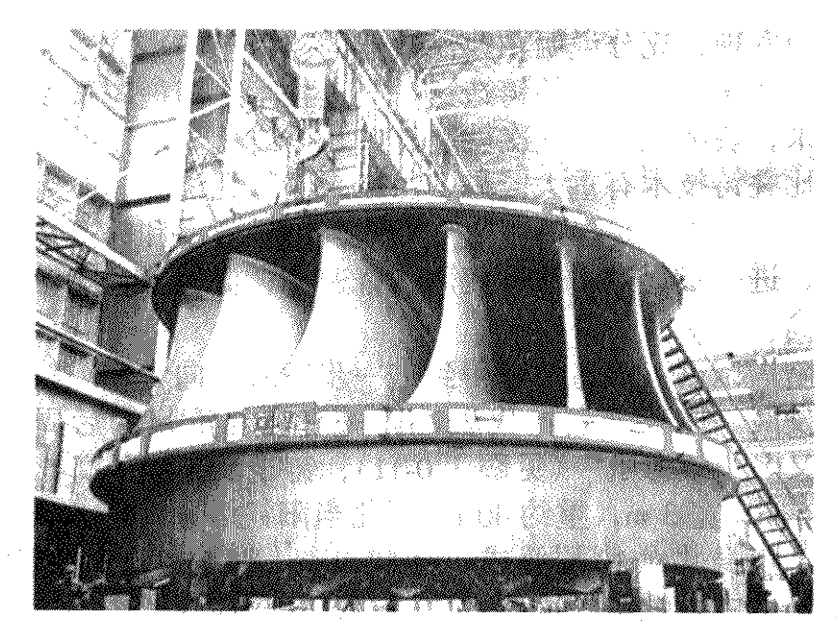


图1.0-13　三峡工程用水轮机叶轮，总重450 t
（中国哈尔滨电站设备集团有限公司）

5 t、净重2.7 t的大型铝合金铸件（见图1.0-14）。

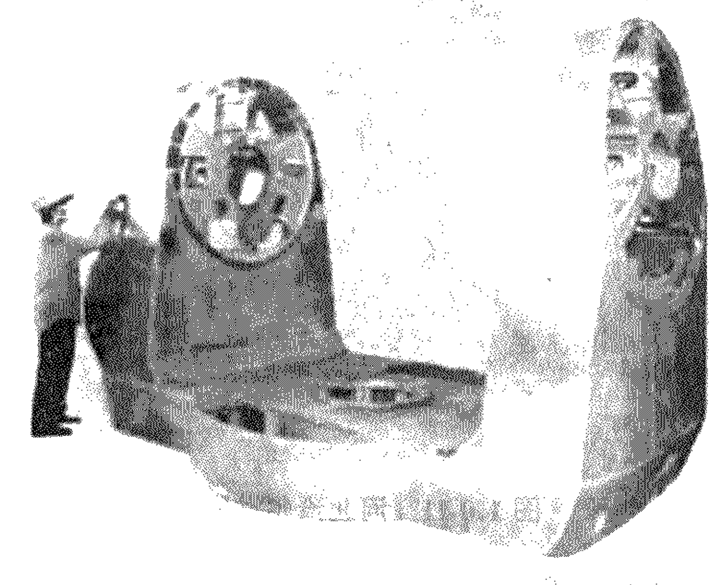


图1.0-14　特大型铝合金铸件
（沈阳铸造研究所）

研究开发和推广了各种先进的铸铁熔炼设备，进一步提高了铁液温度，减少铁液氧化。外热式热风（风温500～600℃）冲天炉已开始在我国应用，使铁液温度达到或超过1 500℃。冲天炉-电炉双联熔炼工艺已在大量流水及批量生产中广泛应用。

在缸体、缸盖等高强度薄壁铸件等方面的大量流水生产中应用了过滤网技术，改善了铸件内在质量。金属型覆砂铸造技术在柴油机曲轴上得到了成功的应用，有效地提高了曲轴的质量和成品率。热芯盒、壳芯、冷芯盒等先进的树脂砂制芯工艺技术已在汽车、内燃机、拖拉机、机床等行业的铸件上得到较普遍应用，大大提高了铸件的尺寸精度。

(2) 先进铸造合金的研发提高了铸件质量与使用寿命

稀土在铸造生产中得到广泛的应用。汽车、柴油机，以及其他机械产品中已大量采用了含稀土的镁球墨铸铁。稀土中碳低合金铸钢和耐热铸钢在机械和冶金产品中得到良好应用，并获得显著的技术经济效益。重型机械行业采用AOD与VOD等炉外精炼技术，大大地提高了高级合金铸钢件的内在质量。我国已形成了自己的孕育剂、球化剂和蠕化剂系列，建立了按国际标准商品化供应的生产基地，有力地促进了我国铸铁件内在质量的提高。

例如，抗拉强度900 MPa、伸长率5%的高强度、高韧性球墨铸铁已用在曲轴零件上，厚大断面球墨铸铁件的生产技术达到国际先进水平（见图1.0-15）。高强度、高弹性模数的灰铸铁已成功地应用于机床铸件，提高了机床的精度。高强度薄壁灰铸铁件铸造技术的应用，使最薄壁厚仅4～6 mm的缸体和缸盖铸件的本体断面组织细密均匀，硬度差小于30HBS。蠕墨铸铁已在汽车排气管和大马力柴油机缸盖等零件上应用，使汽车排气管的使用寿命达到了10万千米以上。耐磨铸铁已在机床导轨、缸盖和活塞环上大量应用，耐磨性和使用寿命提高了1～2倍。高铬和低铬抗磨铸铁已在耐磨件上大量应用，使用寿命提高了8～10倍和2～3倍。



图1.0-15　60 t重厚大断面球墨铸铁注塑机模板
（宁波日月铸造有限公司）

(3) 精确铸造成形等先进铸造技术迅速发展

我国熔模精密铸造技术有了长足的进步（见图1.0-16），采用净终成形技术，生产出高温合金熔模铸造定向凝固无余量航空燃气轮发动机叶片，达到了国际先进水平（见图1.0-17）。目前生产的不锈钢精铸件的尺寸精度和表面粗糙度均达到国际先进水平，满足了出口要求。我国消失模技术也有很大发展，已应用于生产汽车用铝合金进气管、铸铁箱体、阀门和管件等铸件。

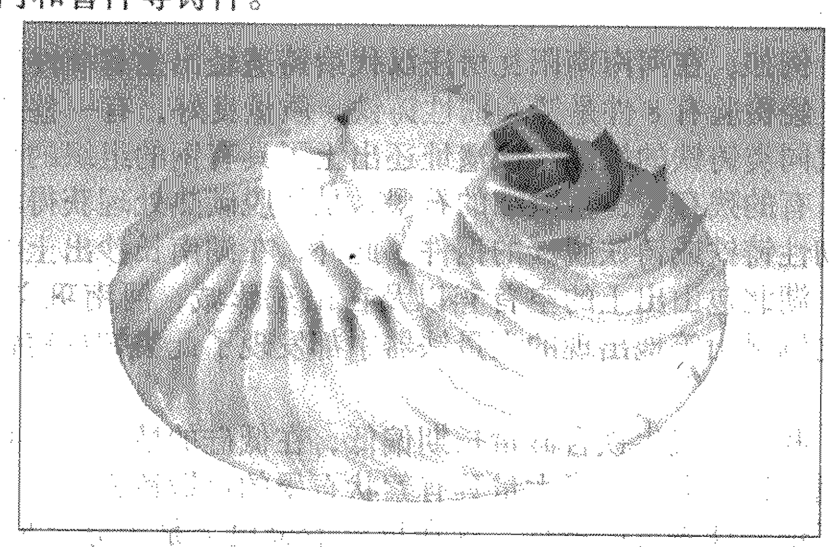


图1.0-16　发动机压气机叶轮铝合金精密铸件

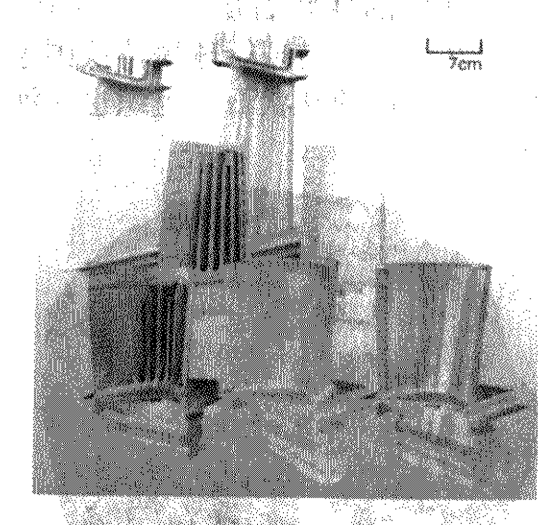


图1.0-17　熔模铸造高温合金航空燃气轮机叶片

球墨铸铁管行业先后引进了多套直径1 m以下中型球墨铸铁管离心铸造成套设备。在此基础上，国内已研制开发出1 m以上大型球墨铸铁管离心铸造成套设备，中型球墨铸铁管的水冷金属型离心机和多种配套辅机，预计我国离心球墨铸铁管的年产量将迅速增加。

(4) 新装备的应用提高了铸造机械化水平

我国已能制造世界上最新式的铸造机械和仪器，如能生产各种类型熔炼炉、高压造型机、制芯机、砂处理和清理设

备以及一些无损探伤仪等大型成套设备。机械手和机器人在铸造生产的落砂、清理工序以及压铸熔模精铸中开始得到应用。

树脂砂生产线提高了我国铸造生产的技术水平，我国大中型铸件尺寸精度达到了CT9～11级，表面粗糙达 R_a12.5～50 μm，成功地生产出150 t重的树脂砂铸钢件。铸件质量达到当代工业发达国家同类企业的先进水平。

冲击、静压、射压等各种紧实方法的自动造型线的应用使我国形成了一批采用先进工艺、大量生产铸件的铸造厂，部分铸造厂生产的缸体、缸盖和箱体等铸件的尺寸精度达到CT6～8级，表面粗糙度达到 R_a12.5～25 μm，接近国外同类铸件的质量标准。

（5）原辅材料商品化为铸件质量提供保障

铸造原辅材料的质量和供应长期以来一直制约着我国铸造业的发展和铸件质量的提高。随着人们对铸造材料及其商品化重要性的认识，铸造材料商品化市场得到空前的发展。

生产高温优质铁液所需的铸造焦在我国初步建成生产基地，形成一定的规模，为稳定球墨铸铁件和高强度灰铸铁件的质量创造了有利条件。已能批量生产和商品化供应树脂砂造型和制芯用各种树脂、覆膜树脂砂、硬化剂及辅料。我国铸件所需的铸造材料基本上实现了自给。中国已成为世界上铸造材料市场发展最快的国家之一。

（6）先进测试手段得到广泛应用

许多重点企业的骨干铸造厂广泛采用真空直读光谱仪和热分析仪，快速而有效地控制了炉前金属液成分和杂质元素，采用超声波、X射线等测试方法控制铸件的质量，保证了铸件内在质量的可靠性和稳定性。三坐标测量仪已在少数大型铸造厂开始应用，有效地保证了模具、芯盒以及铸件的尺寸精度。

（7）信息技术促进铸造行业技术进步

以计算机模拟仿真技术为代表的信息技术在铸造行业得到广泛应用，极大地提高了铸造技术水平，为企业获得了明显的经济及社会效益。目前，清华大学、华中科技大学等单位开发的国产商品化软件已在国内企业广泛应用，90%以上的企业采用国产商品化软件。中国二重集团公司一次浇注成功长江三峡水轮机叶片，采用的也是国产商品化软件（见图1.0-18）。信息技术还用于铸造工艺辅助设计（CAD）、生产管理和各种数据处理及生产过程自动化控制等领域。

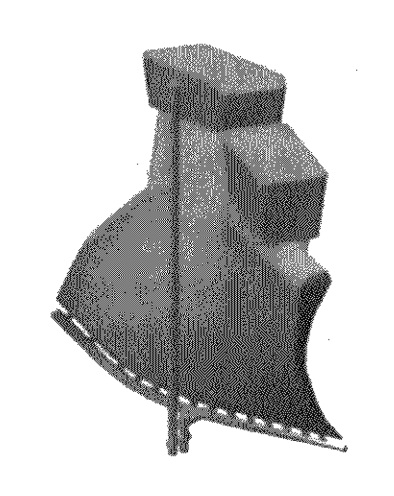
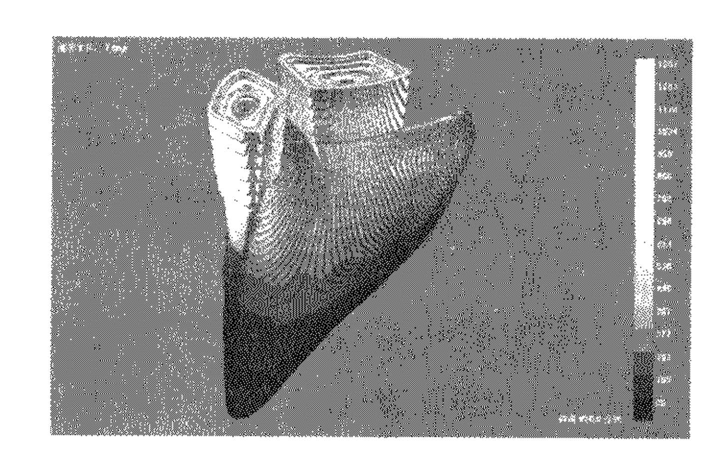
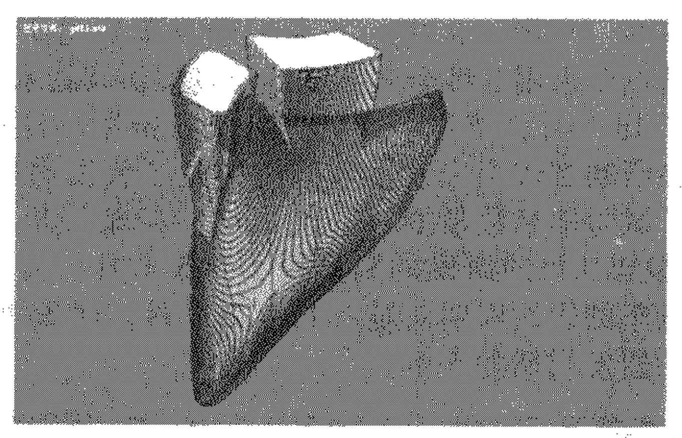




图1.0-18 长江三峡水轮机不锈钢叶片采用了计算机模拟技术已由中国二重集团一次试制成功

（8）积极开展基础研究，学科水平明显提高

我国高校及研究院所在铸造领域的基础研究取得令人瞩目的成绩，在铸铁凝固理论（见图1.0-19）、稀土作用机理及模拟仿真研究等领域形成了自己的特色，已在国际学术界占有一席之地。先后多次组织国际学术会议，在各种国际学术会议作特邀或主题报告。2006年将由中国主办召开四年一度的第8届国际“铸铁科学与工艺”研讨会。

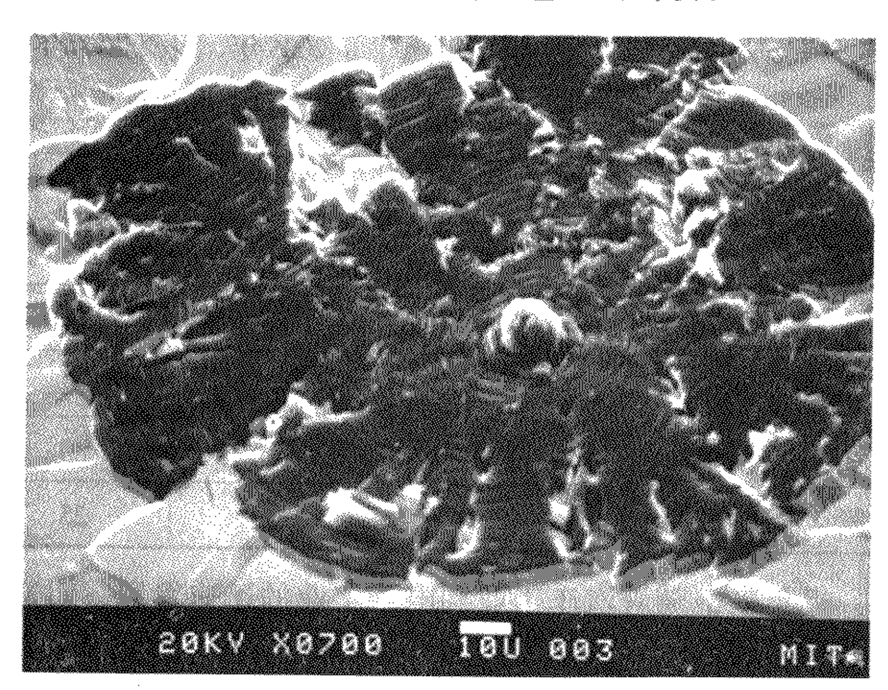


图1.0-19 用SEM直接观察到球状石墨的结晶核心

（9）科技进步以人为本，人才培养形成体系

建国以来，我国先后设立了铸造专业、材料加工专业及机械工程与自动化等专业，培养了一大批不同层次（学士、硕士及博士）科研及工程技术人员，为我国铸造行业的技术进步作出了突出的贡献。

4 铸造技术发展趋势

铸造行业是制造业的重要组成部分，展望制造业的发展趋势有助于分析研究铸造技术的发展动向。

为了展望未来的制造科技发展，美国于1998年制订了“集成制造技术路线图计划”，提出未来制造业面临的六大时代特征。

1）全球化市场竞争；例如，全球化市场竞争既对制造业及铸造行业带来了挑战，也带来了机遇（见图1.0-20）。

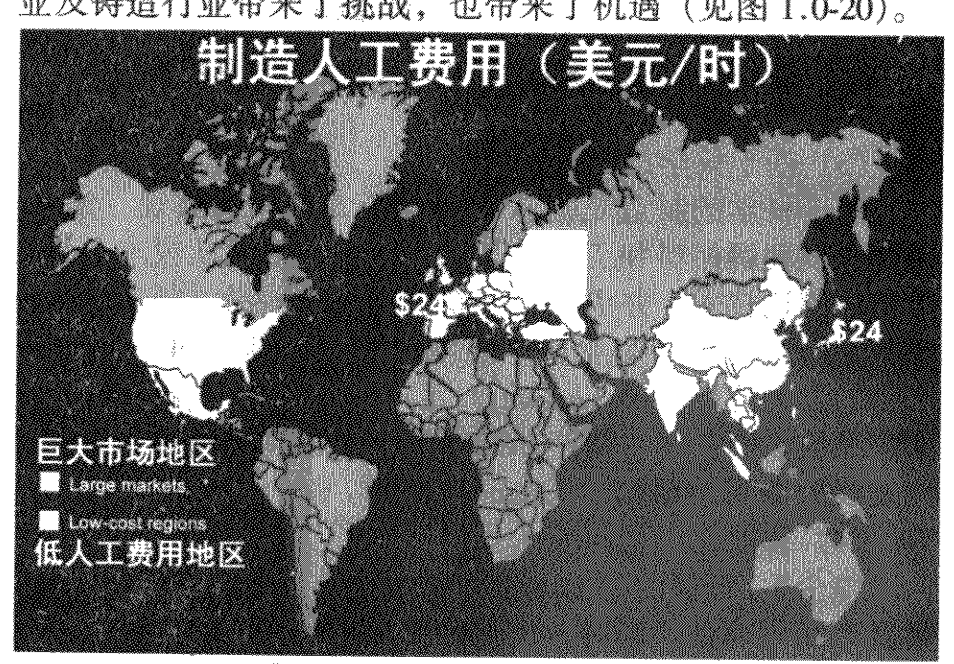


图1.0-20 全球化市场竞争对铸造行业带来了机遇

2）环境保护与资源有限，要求绿色制造。

3）信息大量广泛分布，要求以最快的速度得到最有用

的信息。

4）科学技术迅猛发展，新材料和新制造技术的发展大大加快。

5）制造技术及产品的知识含量大大增加。

6）用户需求提高及个性化特性。

“集成制造技术路线图计划”提出了未来制造企业取得成功的必备条件。

（1）集成的企业管理信息系统

建立基于仿真（simulation based）的工程、制造与经销系统，所有工程、制造与经销系统无缝连接，确保在正确的时间与地点能实时作出正确的决定。可在异地进行实时、协同的分布式生产，建成“虚拟企业”。

（2）完全集成与优化的设计与制造系统

有丰富的基于科学与经验（science and experience based）的知识库支持的智能化设计与制造开发系统，在功能、质量、可靠性与成本方面能提供最优产品。广泛采用模拟仿真技术，产品及零部件做到一次研发成功（first product/part correct）。

波音777的试制成功是数字化设计与制造的成功范例，因为广泛采用模拟仿真技术，缩短试制周期40%、减少返工50%（见图1.0-21）。克莱斯勒汽车公司研发成功新型切诺基汽车采用三维全数字设计及模拟仿真技术，研发周期只用了18个月，节省了8亿美元研发费用。日本丰田汽车公司在研制2002年佳美新车型时缩短了研发周期10个月，减少了试验样车数量65%。美国底特律柴油机公司研发一台V6型柴油机的研发周期只用了7.5个月。美国汽车工业希望汽车的研发周期缩短为15~25个月，而20世纪90年代汽车的研发周期为5年。



图1.0-21　试制波音777广泛采用模拟仿真技术

（3）基于科学的制造

基于科学的制造是指从宏观（特大型）到微观（纳米）尺度深刻理解材料和工艺及其相互作用，因而从根本上改变传统的制造技术，并创造更多新的高科技前沿。制造已经从经验走向科学，制造业从追逐生产率（productivity）和优化产品的可制造性（producibility）走向可预测性（predictability）的高品质、高技术含量产品的研发，而可预测性也从宏观预测发展到微观乃至原子尺度品质预测。

（4）智能化工艺与装备及清洁生产

整个生产过程实施测量及在线自动控制，100%保证质量及产品可靠性。同时，优化全生命周期（life－cycle）产品与工艺，在产品设计、制造、维护及回收等方面都要对环境不产生负面影响。

根据世界制造科技的发展动向，铸造科技发展的趋势可归纳为以下4个方面。

1）与高新技术相互融合、铸造技术日新月异。

2）信息技术极大促进和提升铸造技术水平。

3）绿色铸造是铸造技术的发展方向。

4）极端条件下铸造是铸造技术发展的重要领域。

总之，面向21世纪，铸造技术正在向更轻、更薄、更精、更强、更韧、成本低、周期短、质量高的方向发展。轻量化、精确化、强韧化、高效化、数字化、网络化及清洁化将是未来铸造等材料成形加工技术的重要发展方向，下面就部分发展方向作扼要介绍。

4.1　铸件的轻量化

为了减轻对资源消耗及环境污染的压力，铸件的轻量化已成为重要的发展趋势。以汽车制造为例，美国新一代汽车研究计划（Partnership of Next Generation Vehicle）的目标是在2003年汽车每100 km油耗要减少到3 L。汽车重量减轻10%可使燃烧效率提高7%，并减少10%的污染。为了达到这一目标，要求整车重量减轻40%~50%，其中车体和车架的重量要求减轻50%，动力及传动系统减轻10%。

美国福特汽车公司新车型中使用的主要材料如图1.0-22所示。从图1.0-22可以看出新一代汽车中钢铁材料用量将大幅度减少，而铝及镁合金用量将显著增加，铝合金将从129 kg增加到333 kg，镁合金将从4.5 kg增加到39 kg。专家预测，到2009年74%的汽车发动机缸体及98%的缸盖将用铝合金铸造（见表1.0-1）。

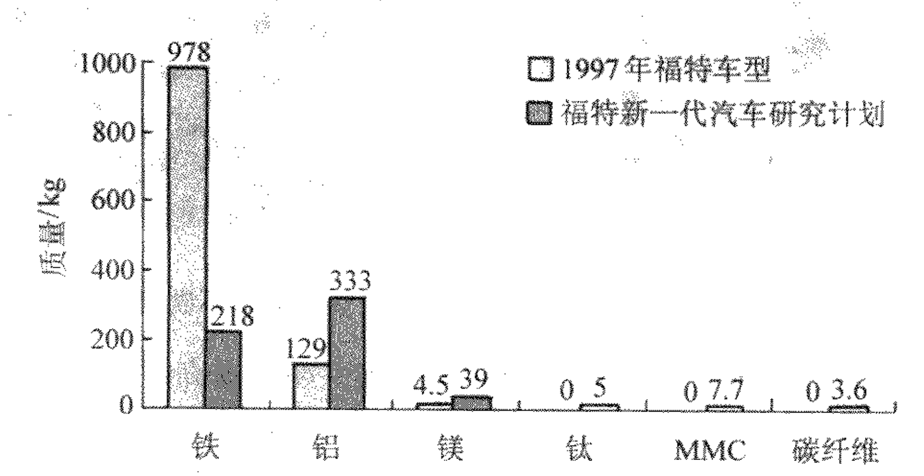


图1.0-22　福特公司新一代汽车采用的主要材料

表1.0-1　未来汽车铝合金铸件预测表

零件 \ 比例/% \ 年份	2002年	2006年	2009年
发动机本体	30	62	74
气缸盖	85	96	98
进气歧管	50	28	16
变速箱	95	94	92
车轮	70	78	80
制动器及悬挂装置	5	18	25

近年来，随着汽车工业和电子工业的迅速发展，对通过降低产品的自重以降低能源消耗和减少污染（包括汽车尾气和废旧塑料），提出了更迫切的要求，而轻量化的绿色环保材料将作为设计者的首选。镁合金就是一种被世界各国看好的最具有开发和发展前途的金属材料。

镁合金产品具有以下优势。①轻量化：密度1.8 g/cm^{3}左右，是钢铁的1/4，铝的2/3，与塑料相近。②比强度高、刚性好，优于钢及铝。③极佳的防振性，耐冲击、耐磨性良

好。④优良的热传导性，可改善电子产品散热问题。⑤非磁性金属，抗电磁波干扰，电磁屏蔽性好。⑥加工成形性能好，成品外观美丽、质感佳，无可燃性（相对于塑料）。⑦材料回收率高，符合环保要求。⑧尺寸稳定，收缩率小，不易因环境温度变化而改变（相对于塑料）。镁合金压铸件广泛应用于交通工具如汽车（见图1.0-23）、摩托车及飞机零件等，信息行业如手机、数码相机及手提电脑壳体（见图1.0-24、图1.0-25）等产品，及小型家电（摄像机、照相机及其他电子产品外壳等）等行业。同时，压铸镁合金产品在国防建设等领域也有十分广阔的应用前景。汽车离合器及变速箱壳体采用镁合金压铸件可比铝合金质量（7.9 kg及7.7 kg）分别减轻2.6 kg及2.5 kg（见图1.0-26）。

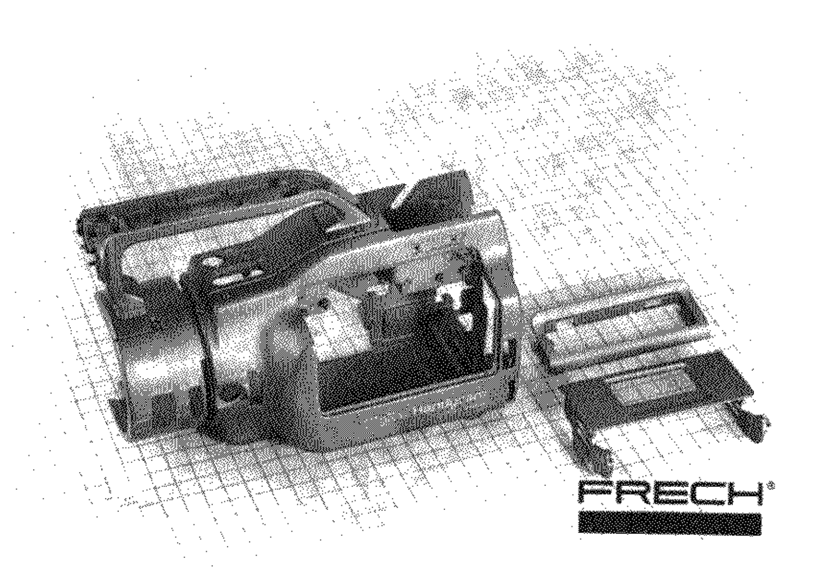


图1.0-24　镁合金摄像机壳体铸件

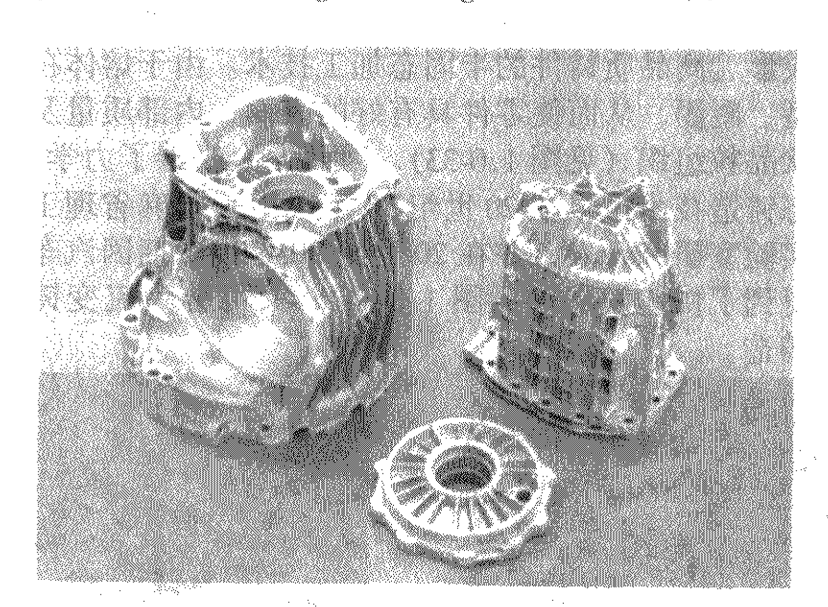


图1.0-23　镁合金汽车变速箱壳体

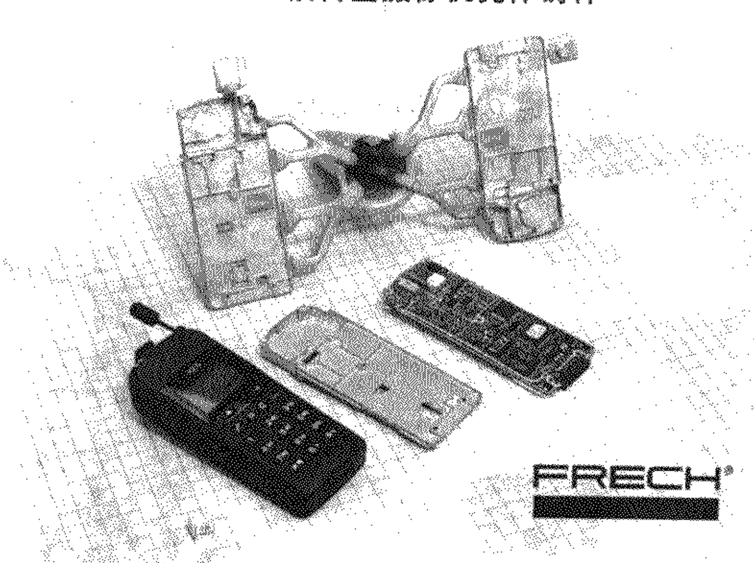
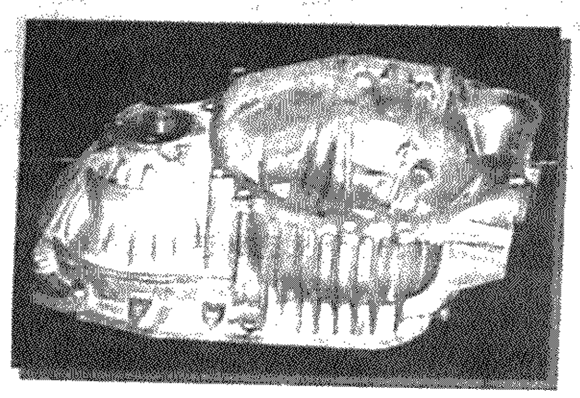
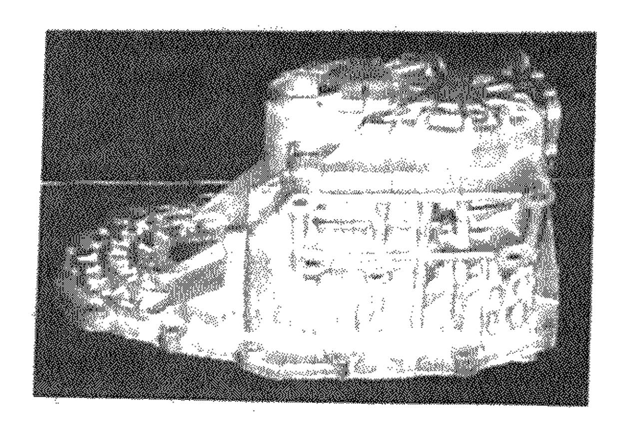


图1.0-25　手机壳体镁合金压铸件



Al:7.9kg→Mg:5.3kg



Al:7.7kg→Mg:5.2kg

图1.0-26　汽车离合器及变速箱壳体镁合金压铸件

4.2　铸件的精确化——新一代的精确铸造技术

（1）消失模铸造新工艺

近年来出现了很多新的精确铸造成形技术，或称净终成形铸造（net shape casting）。例如，在汽车工业中福特汽车公司采用锆砂砂芯组合并用电磁泵控制浇注新方法铸造薄壁、高质量铝合金发动机缸体（见图1.0-27），BENZ汽车公司采用压力铸造工艺生产铝合金发动机缸体及其他零件（见图1.0-28），而通用及宝马汽车公司则用消失模铸造新工艺铸造铝合金发动机缸体（见图1.0-29）。

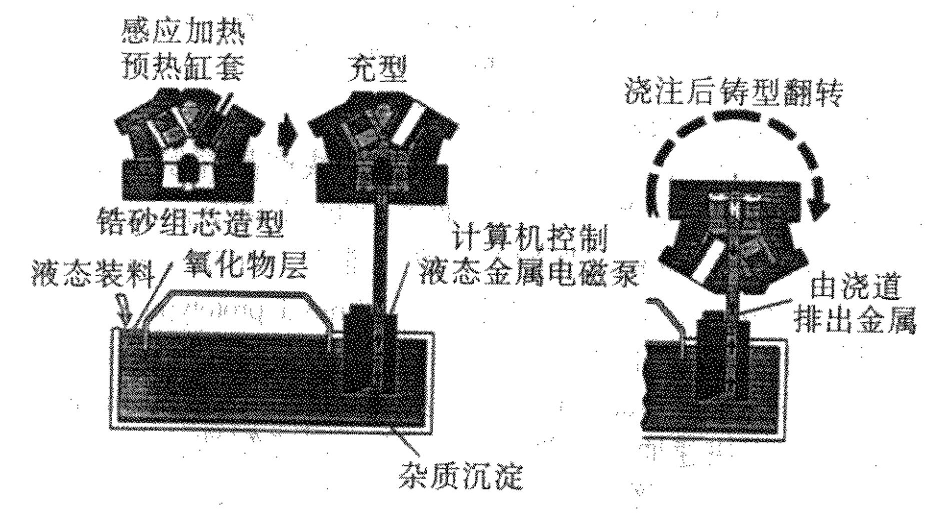


图1.0-27　锆砂砂芯组合电磁泵控制浇铸造铝合金发动机缸体

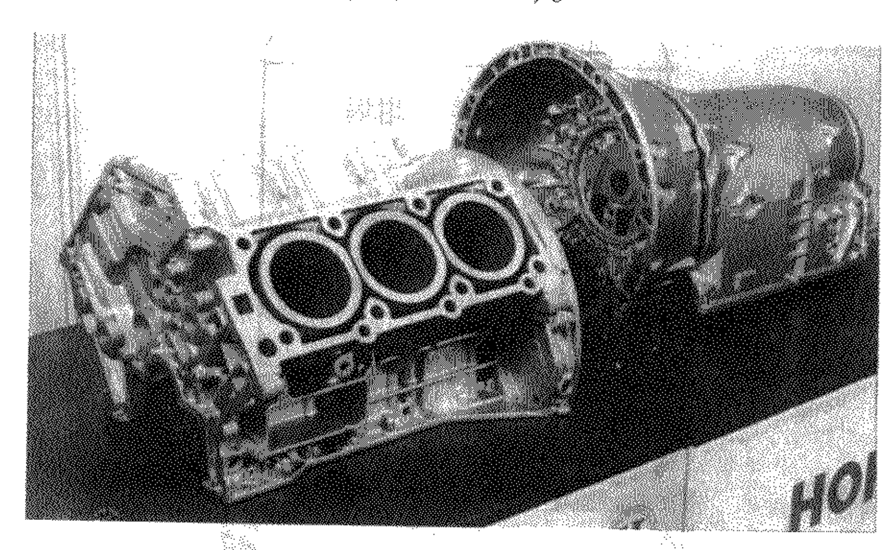


图1.0-28　压力铸造发动机铝合金缸体等零件

消失模铸造新工艺的原理是先用成形机获得零件形状的泡沫塑料模形，接着涂抹耐火涂料及干燥，然后放在砂箱中填砂并直接浇注液体金属。消失模铸造新工艺具有高精度、

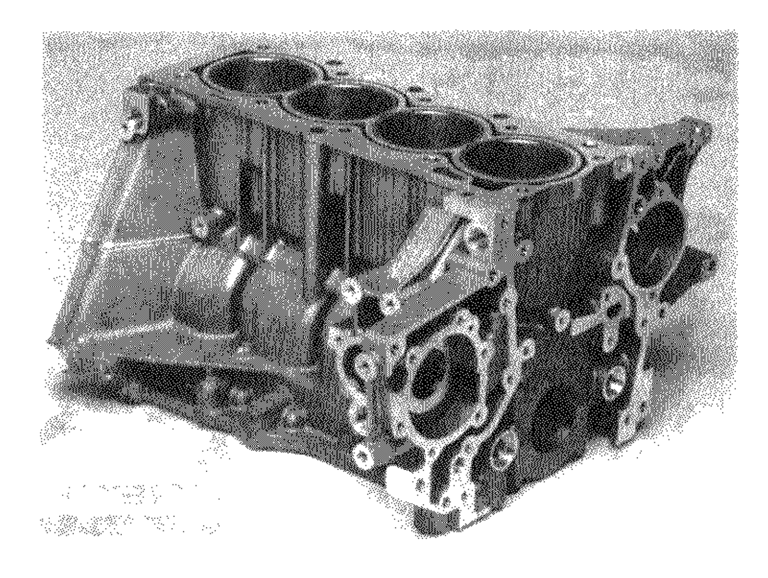


图 1.0-29　通用汽车公司用消失模新工艺铸造铝合金缸体

短流程、洁净化等一系列的优点，因此许多国家预测消失模铸造将成为“明天的铸造新技术”，合肥合力叉车集团公司生产的消失模铸件已达到国际先进水平（见图 1.0-30）。

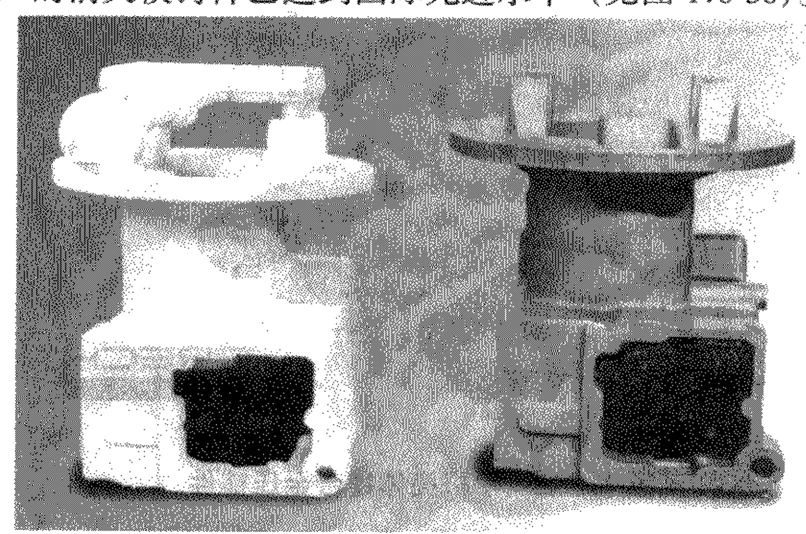


图 1.0-30　合肥合力叉车集团消失模铸造的泡沫塑料模（左）及浇注成的铸件（右）

（2）顺序凝固熔模铸造

由于科学技术的发展，传统的失蜡铸造技术已发展成为顺序凝固熔模铸造新技术，可以直接生产高温合金单晶体燃汽轮机叶片（见图 1.0-31），这是精确铸造成形技术在航空、航天工业中应用的杰出范例。从 20 世纪 60 年代初期等轴晶高温合金实心涡轮叶片发展到 20 世纪 90 年代中期单晶高温合金空心涡轮叶片，叶片的承温能力提高了 400℃左右。单晶高温合金涡轮叶片已在航空发动机上获得广泛应用（见图 1.0-32）。美国第四代战斗机 F22 所用的推重比 10 的发动机的第二代单晶合金高压涡轮空心工作叶片是材料与铸造成形制造技术高度集成的杰出体现。在这方面，我国与美国等工业发达国家相比，仍有较大差距。

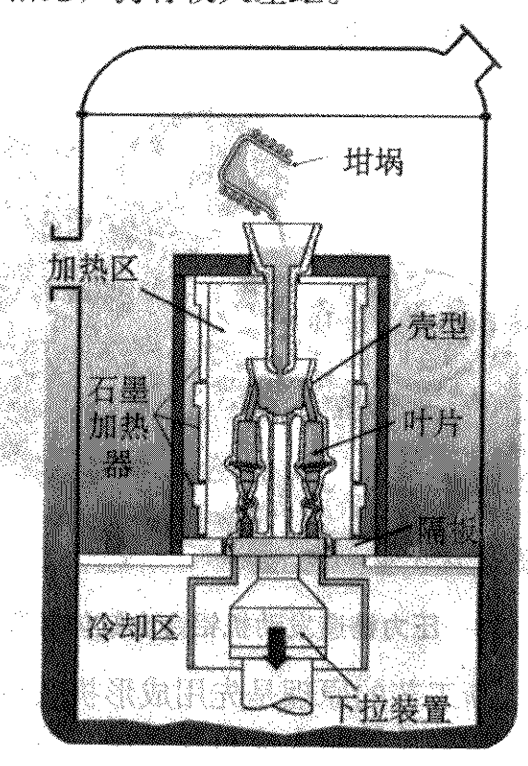


图 1.0-31　高温合金熔模铸造单晶体燃汽轮机叶片

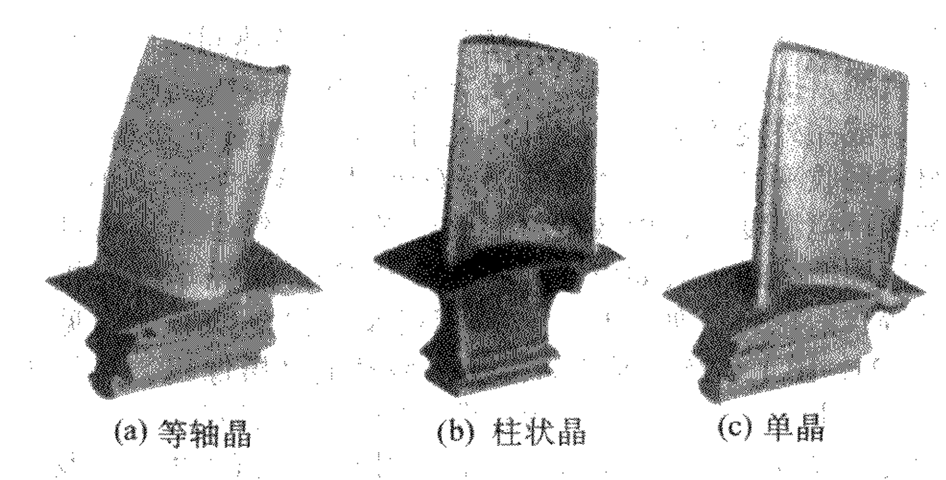


图 1.0-32　航空发动机上的高温合金涡轮叶片

（3）半固态铸造

半固态铸造（semi-solid casting）是一种生产结构复杂、净终成形、高品质铸件的半固态加工技术。由于熔体在压力下充型、凝固，从而使零件具有好的表面、内部质量及细小的球状晶粒组织（见图 1.0-33），因而大大改善了力学性能。半固态铸造技术最早在 20 世纪 70 年代由美国麻省理工学院凝固实验室研究开发，并在 20 世纪 90 年代中期因汽车的轻量化得到了快速发展（见图 1.0-34），又可分为流变铸造和触变铸造。

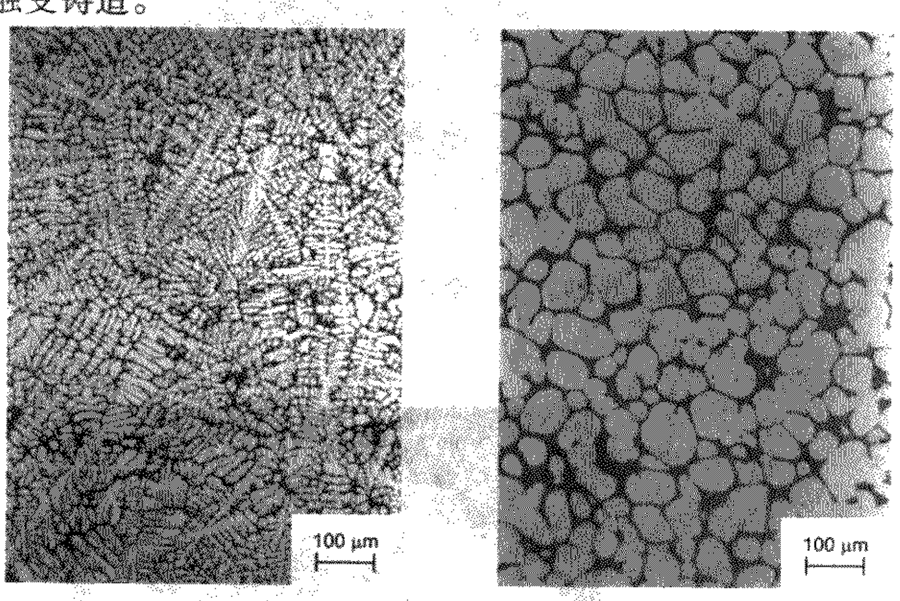


图 1.0-33　半固态铸造的球状组织（右）与普通铸造的树技状组织（左）

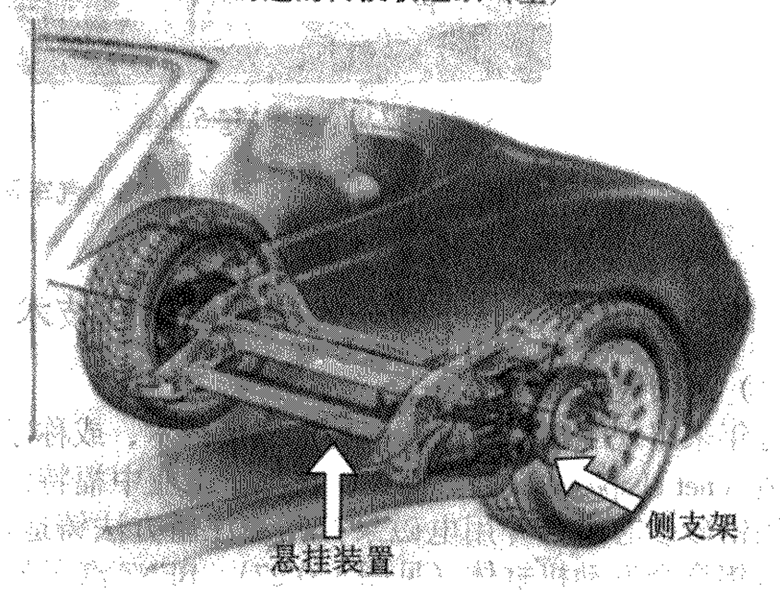


图 1.0-34　半固态铸造铝合金悬挂装置及侧支架零件在汽车上的应用

（4）快速或直接铸造成形技术

随着全球化及市场的激烈竞争，加快产品开发速度已成为竞争的重要手段之一。制造业要满足日益变化的用户需求，制造技术必须有较强的灵活性，能够以小批量甚至单件生产迎合市场。快速原型制造技术（rapid prototyping）就是在这样的社会背景下产生的。近年来，快速原型制造已发展为快速模具制造（rapid tooling）及快速制造（rapid manufacturing）。利用快速原型制造原理，可以直接制造出砂型或砂芯（见图 1.0-35，图 1.0-36），并立即生产出铸件。它能大大缩短产品的设计开发周期，解决单件或小批铸件的制造问

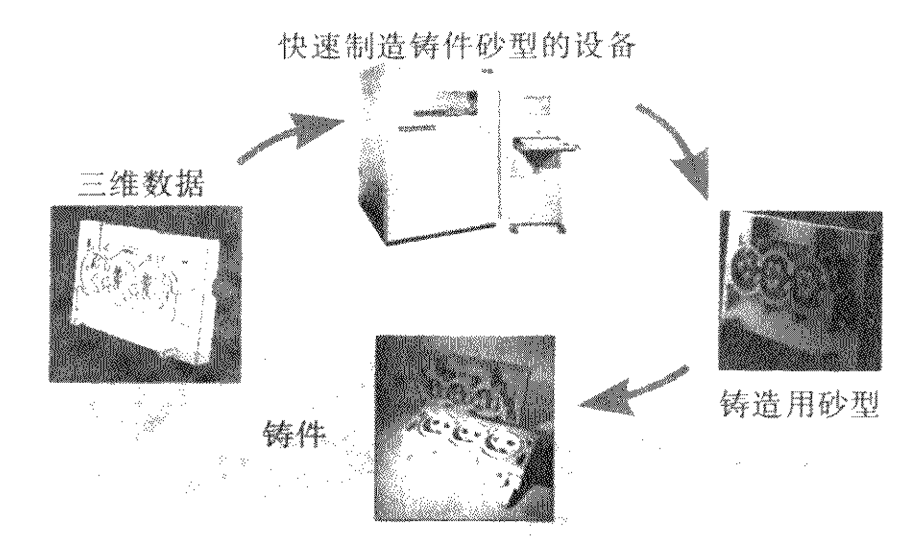


图 1.0-35 快速制造铸造砂型

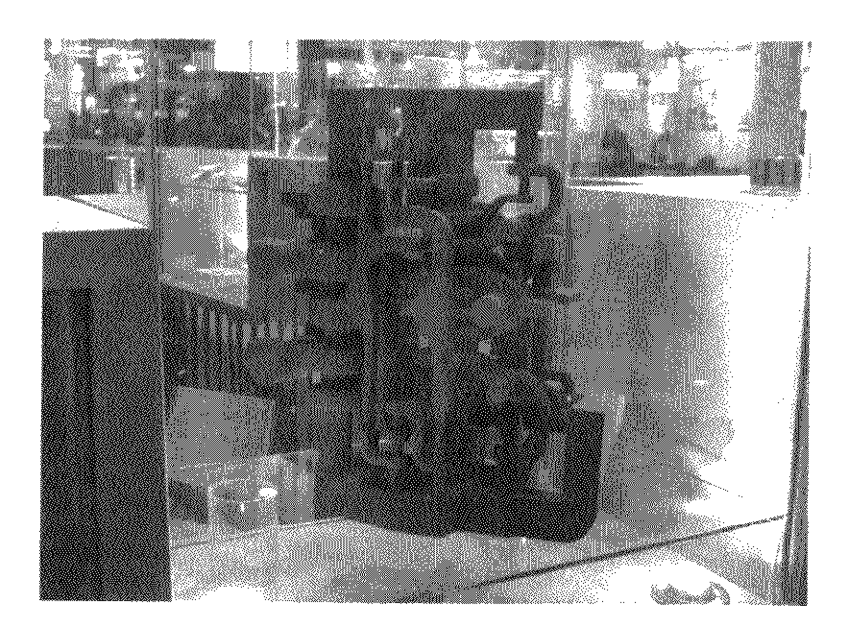


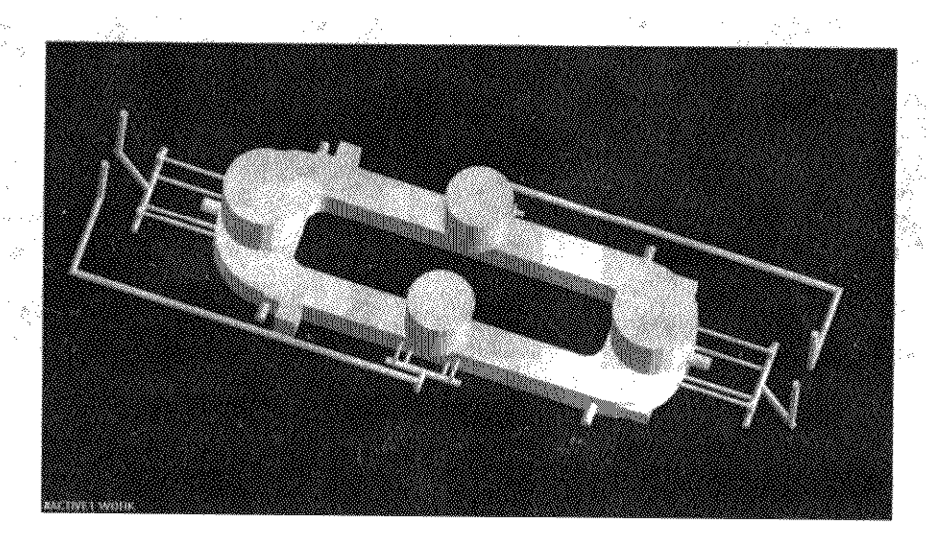
图 1.0-36 快速原型法制造铸造用砂芯

题，因而备受人们的关注。

4.3 数字化铸造——铸造过程的模拟仿真

随着计算机技术的发展，计算材料科学已成为一门新兴的交叉学科，是除实验和理论外解决材料科学中实际问题的第三个重要研究方法。它可以比理论和实验做得更深刻、更全面、更细致，可以进行一些理论和实验暂时还做不到的研究。因此，模拟仿真是当前材料科学与制造科学的前沿领域及研究热点。根据美国科学研究院工程技术委员会的测算，模拟仿真可大幅度提高产品质量、增加材料出品率 25%、降低工程技术成本 13% ~ 30%、降低人工成本 5% ~ 20%、增加投入设备利用率 30% ~ 60%、缩短产品设计和试制周期 30% ~ 60%等。

经过 30 多年的不断发展，铸造过程的宏观模拟在工程应用中已是一项十分成熟的技术，已有很多商品化软件如 MAGMA、PROCAST、DEFORM 及中国的铸造之星（FT－STAR）等，并在生产中取得显著的经济及社会效益。例如：在我国重型制造企业的共同努力下，长江三峡水轮机叶轮的不锈钢叶片重 62 t，已由中国二重集团铸造厂于 2001 年首先一次试制成功，其铸造工艺方案采用了先进的计算机模拟仿真技术，经反复模拟得到了最优化的铸造工艺方案。又例如，马鞍山钢铁公司制造厂与清华大学合作，采用了先进铸造技术及凝固过程计算机模拟技术（见图 1.0-37）。从浇注成功第一片 218 t 重的热轧薄板用轧机机架铸件，到完成全部 18 片冷热轧机机架铸件的生产任务，不仅只用了 10 个月，而且为工厂节约了上千万元生产费用。目前，模拟仿真技术已扩展到压力铸造、熔模铸造等特种精确铸造成形工艺中。



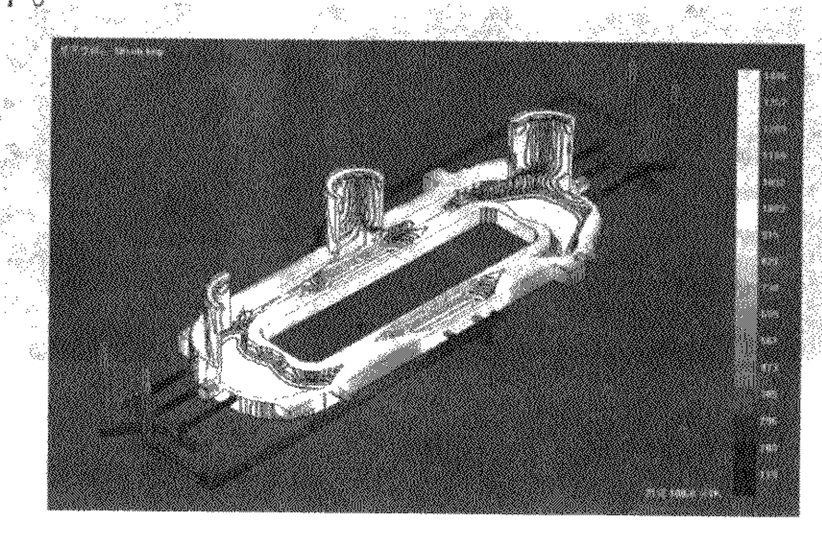


图 1.0-37 特大型轧钢机机架（218 t）及浇冒口系统的三维造型（左）与计算机温度场模拟（右）

多学科、多尺度、高性能、高保真及高效率是模拟仿真技术的努力目标，而微观组织模拟（从毫米、微米到纳米尺度）则是近年来研究的热点课题（见图 1.0-38）。通过计算机模拟，可深入研究材料的结构、组成及其各物理化学过程中宏观、微观变化机制，并由材料化学成分、结构及制备参数的最佳组合进行材料设计。

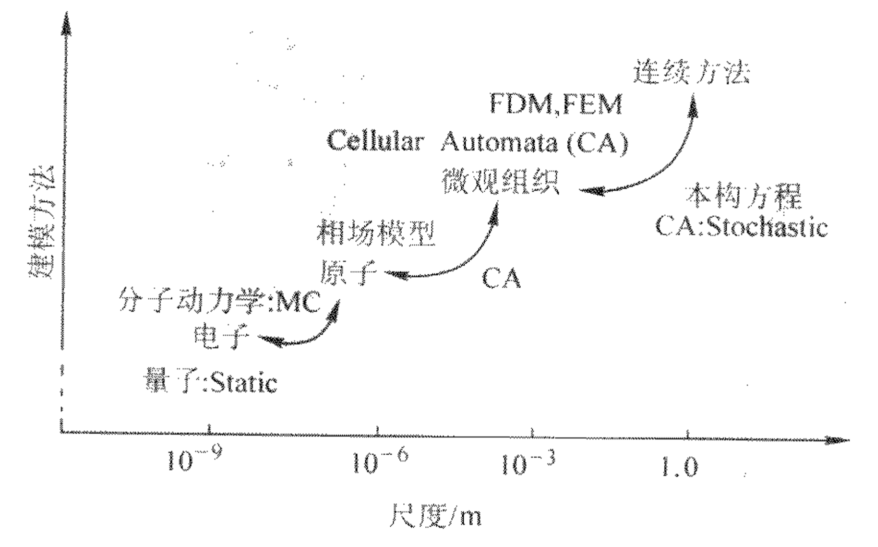


图 1.0-38 未来的多尺度模拟仿真

20 世纪 90 年代后期铸造微观模拟开始由试验研究向实际应用发展，在国外多尺度模拟已在汽车及航天工业中得到应用（见图 1.0-39）。福特汽车公司提出了虚拟铝合金发动机缸体研究，其目标是能预测缸体的疲劳寿命（见图 1.0-40）。国内的研究虽处于起步阶段，在相场法研究铝合金枝晶生长、元胞自动机（cellular automata）法研究铝合金组织演变及汽车球墨铸铁件微观组织与性能预测等方面均已取得重要进展（见图 1.0-41）。最近，成功地采用 CA 方法研究单晶体叶片的结晶过程及组织演变（见图 1.0-42）。

4.4 网络化铸造

（1）产品及铸造工艺设计集成系统

现代的产品设计及制造开发系统是在网络化环境下以设计与制造过程的建模与仿真为核心内容，进行全生命周期设计。美国汽车工业希望汽车的研发周期缩短为 15 ~ 25 个月，而 20 世纪 90 年代汽车的研发周期为 5 年。美国先进金属材料加工工程研究中心提出了产品设计/制造（铸造）集成系

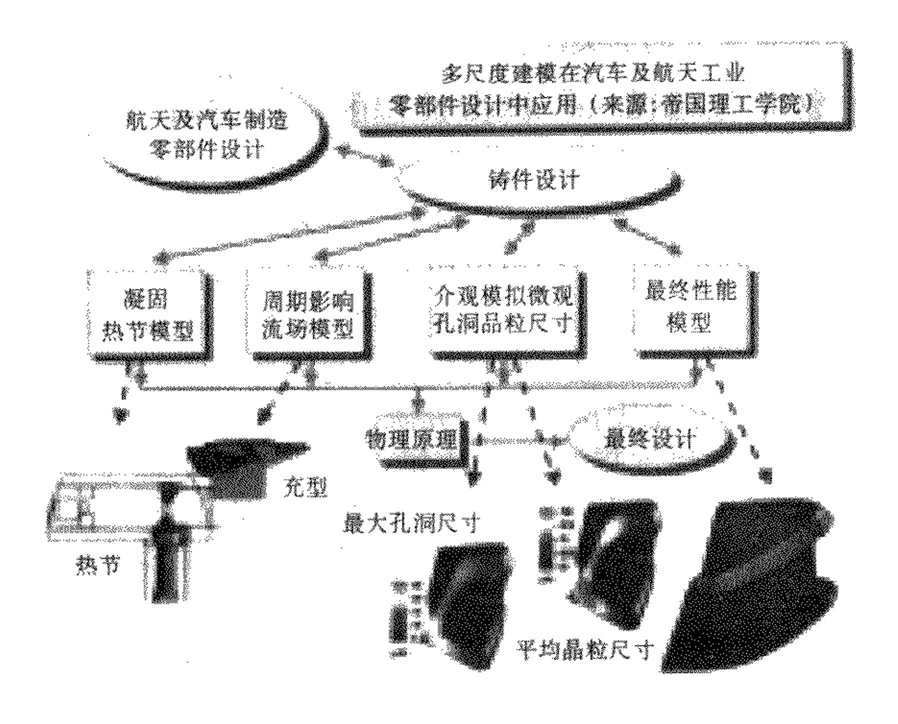


图 1.0-39 多尺度模拟仿真在汽车及航天工业中的应用

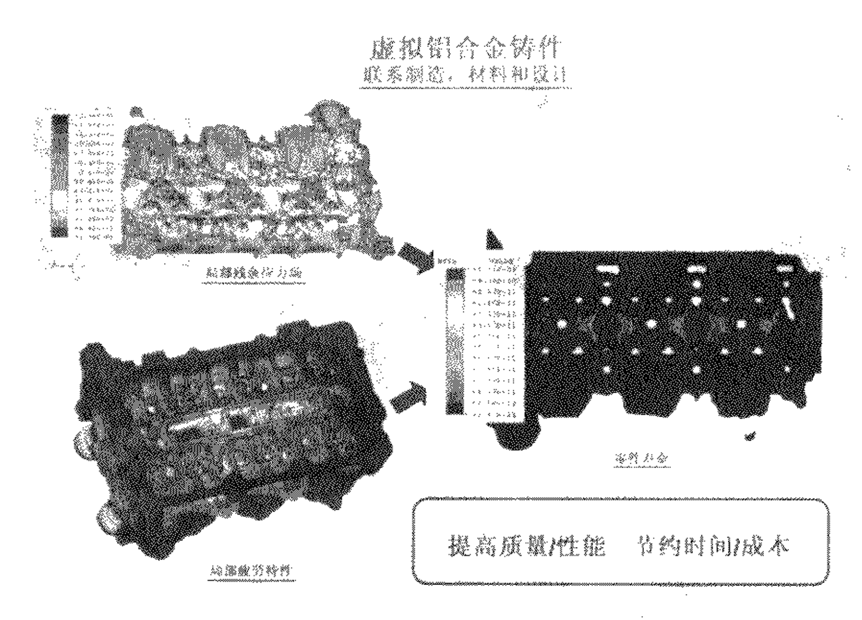
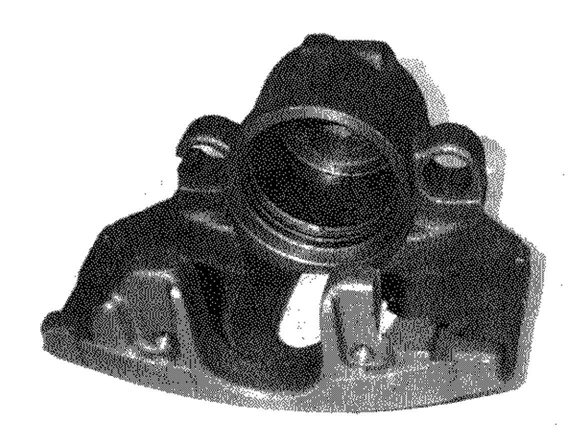
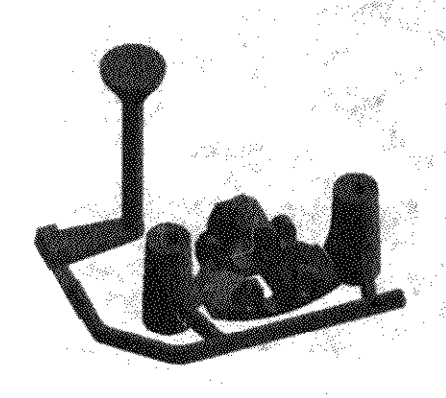


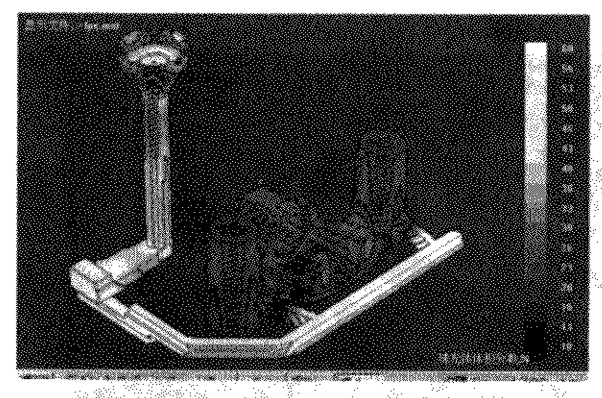
图 1.0-40 铝合金发动机缸体疲劳寿命预测



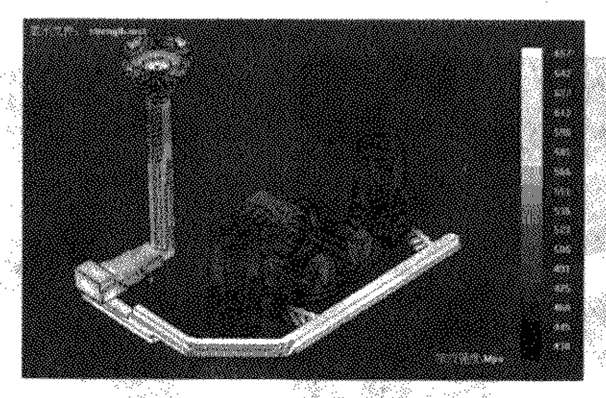
(a) 汽车球墨铸铁件



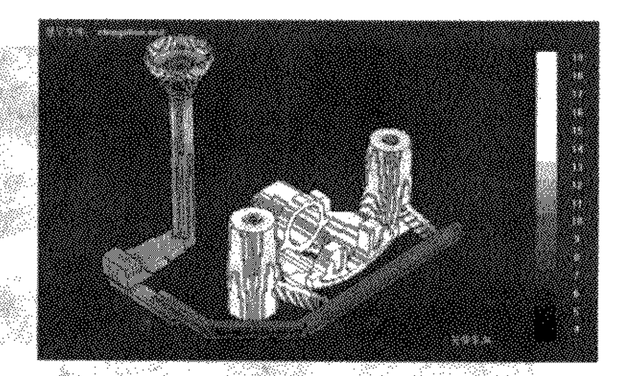
(b) 汽车球墨铸铁件铸造工艺三维造型



(c) 珠光体量(%)

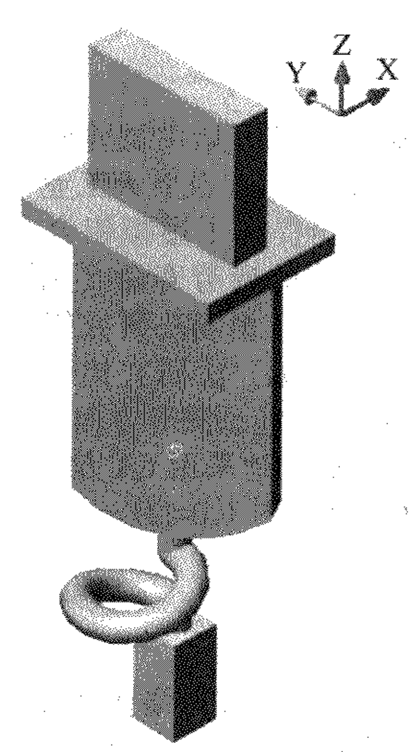


(d) 抗拉强度(MPa)

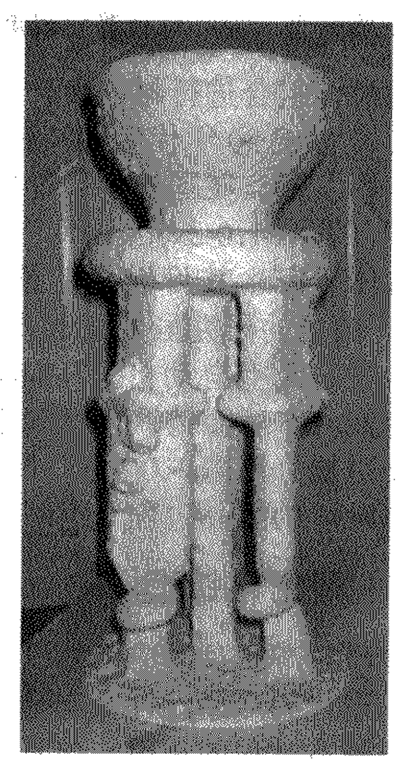


(e) 伸长率(%)

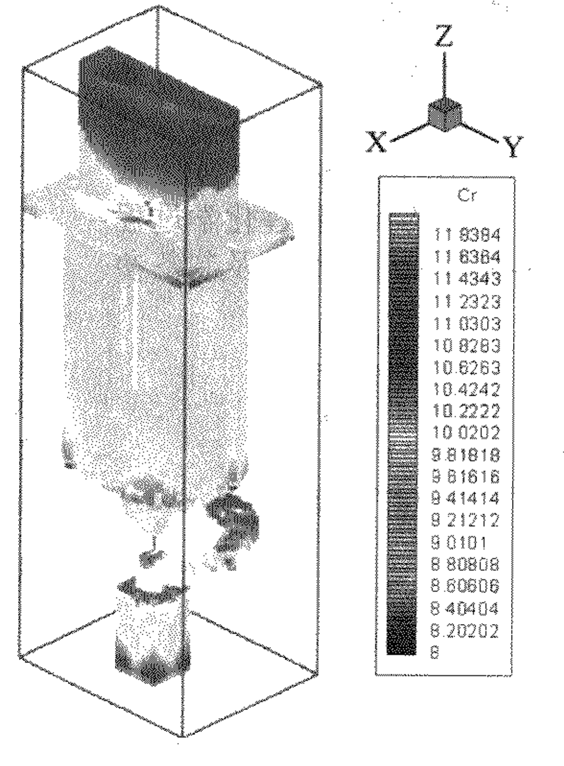
图 1.0-41 汽车球墨铸铁件微观组织及性能计算机模拟



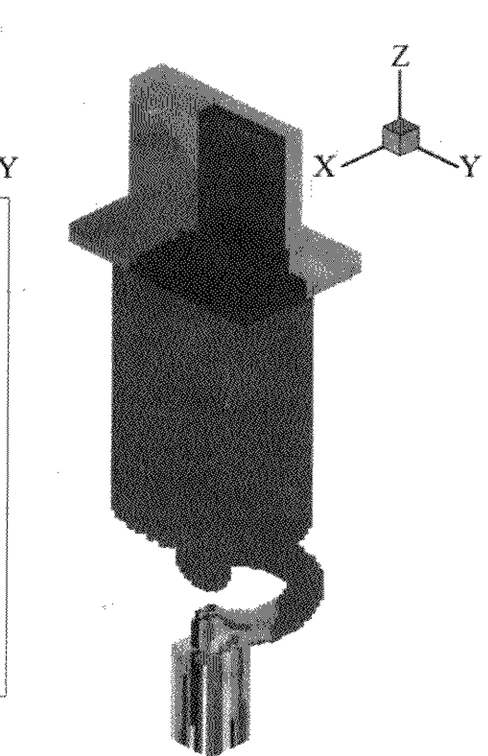
(a) 单晶体叶片模拟件



(b) 熔模铸造模壳



(c) 单晶体叶片模拟件溶质场模拟



(d) 单晶体叶片晶体生长模拟

图 1.0-42 高温合金顺序凝固单晶体叶片模拟件的宏观、微观模拟结果

统（rational product/process design）。在网络化环境下，产品零部件的设计过程中同时要进行影响产品及零部件性能的铸造等成形制造过程的建模与仿真，它不仅可以提供产品零部件的可制造性评估，而且可以提供产品零部件的性能预测。因此，在网络化环境下，铸造过程的模拟仿真将在新产品的研究与开发中发挥重要作用。图 1.0-43 为产品虚拟开发与传统方法比较。

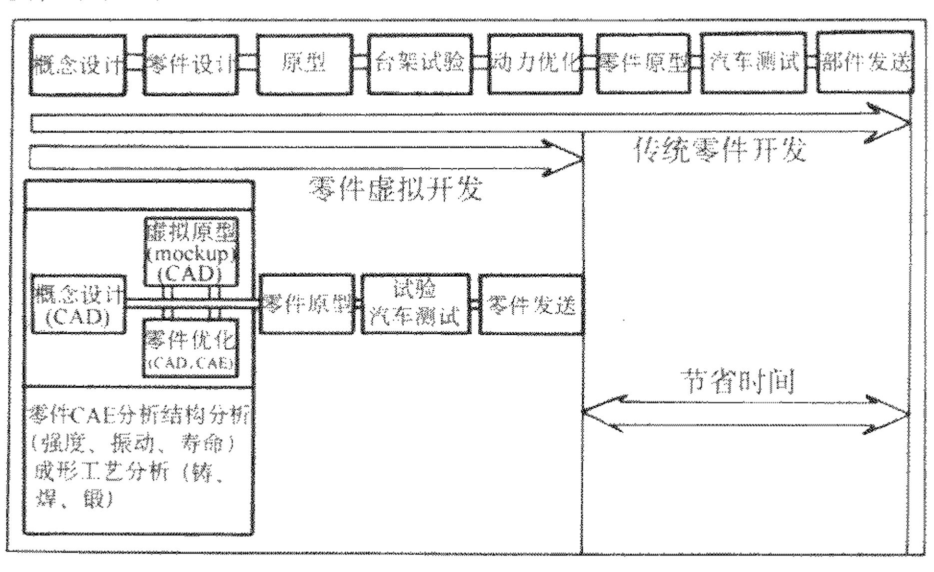


图 1.0-43　产品虚拟开发与传统方法比较

（2）虚拟铸造

虚拟制造是 CAD、CAM 和 CAPP 等软件的集成技术。其关键是建立制造过程的计算模型、模拟仿真制造过程。虚拟制造的基础是虚拟现实技术。所谓“虚拟现实”技术是利用计算机和外围设备，生成与真实环境一致的三维虚拟环境，使用户通过辅助设备从不同的“角度”和“视点”与环境中的“现实”交互。图 1.0-44 就是虚拟熔化工部，可以分析及优化熔化工部中频感应电炉的生产工艺及能源消耗等。

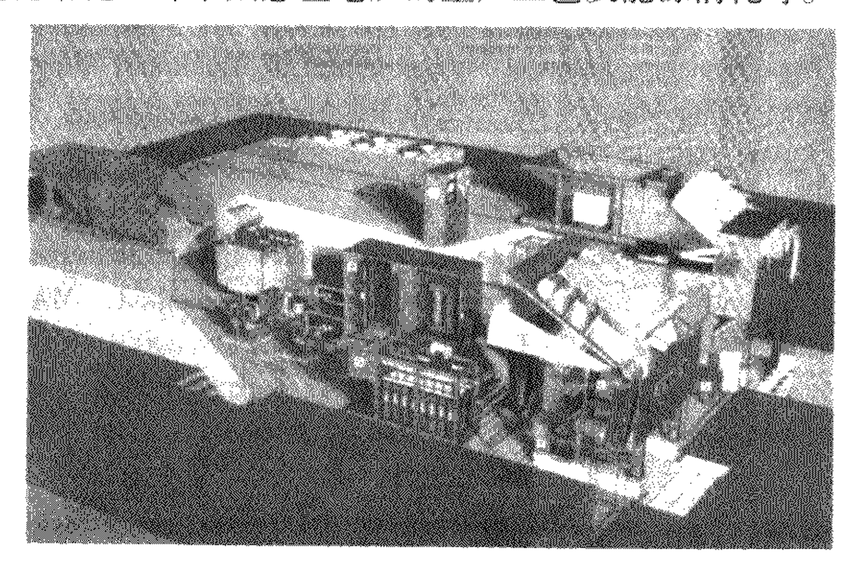


图 1.0-44　虚拟熔化工部实例

（3）网络化、数字化设计、铸造与管理系统

集成的设计、铸造与管理系统是未来铸造企业取得成功的必要条件（见图 1.0-45）。所有工程、铸造与管理系统无缝连接，确保在正确的时间与地点能实时作出正确的决定。可在异地进行实时、协同的分布式生产，建成“虚拟企业”。

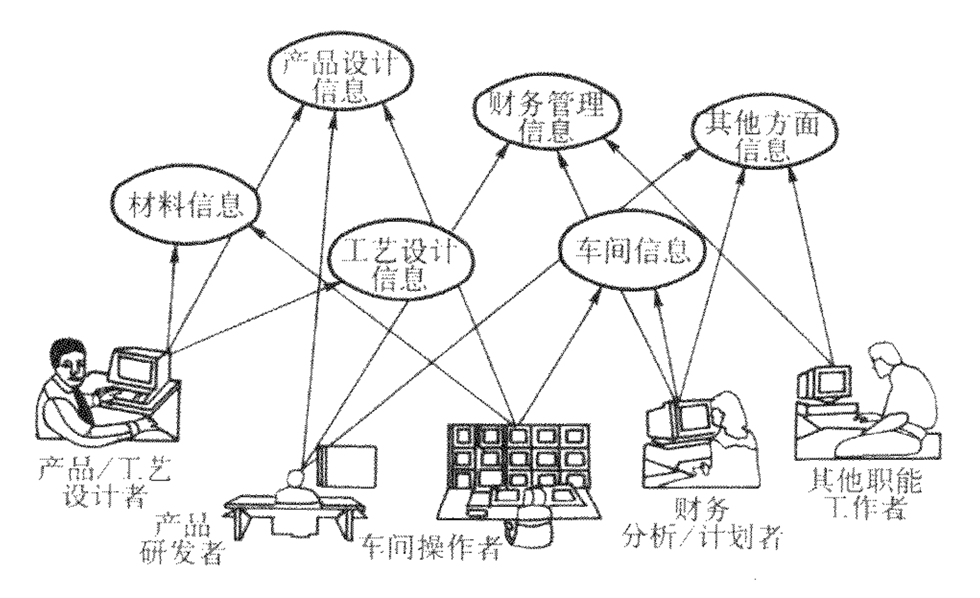


图 1.0-45　集成的企业设计、制造与管理信息系统

4.5　洁净化铸造——绿色铸造

目前，全世界每年产生废弃物约 250 万亿吨，预计由于人口的急剧增加，每年产生的废弃物将增加到 1 000 万亿吨。制造业及铸造行业是消耗资源的大户，已成为可持续发展政策和规划的关注焦点，铸造行业必须走清洁生产的道路。

面对日趋严峻的资源和环境约束，世界各国都在制定可持续发展规划。例如，德国制定了《产品回收法规》。

美国在展望 2010 年的制造业前景时，进一步把“精确成形工艺”发展为“无废弃物成形加工技术（waste - free process）”。所谓“无废弃物加工”的新一代制造技术是指加工过程中不产生废弃物；或产生的废弃物能被整个制造过程中作为原料而利用，并在下一个流程中不再产生废弃物。由于无废物加工减少了废料、污染和能量消耗，并对环境有利，从而成为今后推广的重要绿色制造技术。绿色铸造是长期的努力方向及目标，最近日本铸造工厂提出了 3R 的环境保护新概念（见图 1.0-46），即：减少废弃物（reduce）、再利用（reuse）及再循环（recycle）。

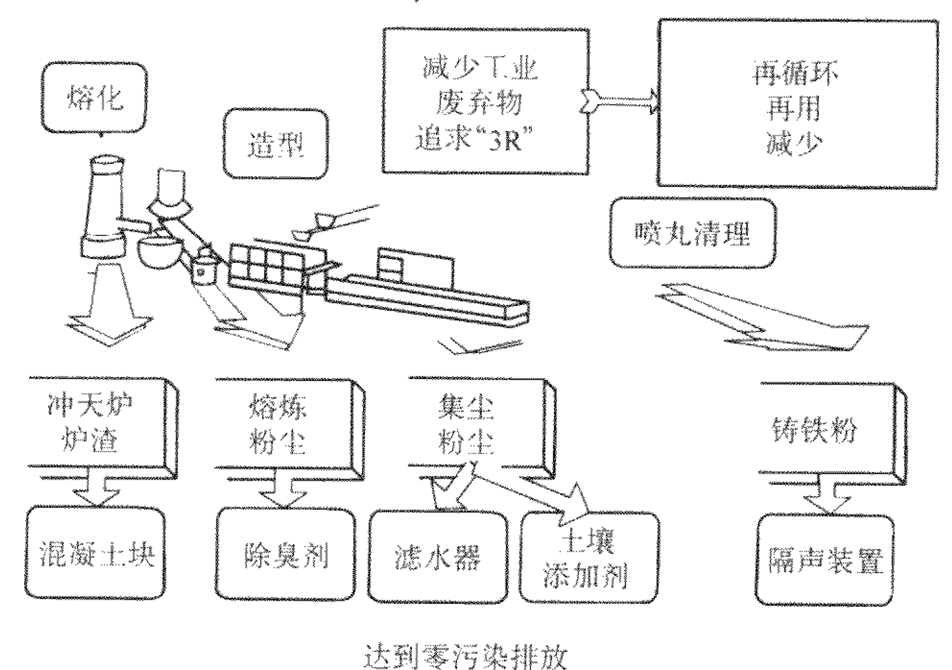


图 1.0-46　与环境友好的 3R 日本铸造厂

5　结束语

铸造行业是制造业的主要组成部分，对国民经济的发展及国防力量的增强均有重要作用，而铸造技术则是先进制造技术的重要内容。我国铸件年产量已超过美国，是世界铸件生产第一大国。我国有着悠久而又灿烂的铸造历史。三千多年前，我们祖先铸造的铜器至今仍然令全世界惊叹不已。但是，我国铸造行业的技术水平与工业发达国家相比，仍有很大差距。我国已是铸造大国，但远不是铸造强国。

轻量化、精确化、强韧化、高效化、数字化、网络化及绿色化将是铸造成形制造技术的发展方向，铸造技术向更轻、更薄、更精、更强、更韧及质量高、成本低、流程短、消耗少、能耗低、无污染方向发展。新一代精确铸造成形技术日新月异。信息技术正在全面地提升铸造技术水平，其中计算机模拟仿真已在铸造领域中得到广泛应用，而多学科、多尺度、高性能、高精度及高效率则是模拟仿真技术的努力目标。网络化铸造、虚拟铸造及绿色铸造将是未来铸造技术的发展方向。

我国铸造行业潜力很大，目前正充分利用我国加入 WTO 和世界制造业战略转移的机遇，培育具有国际竞争力的铸造企业，为使我国尽快成为铸造强国而努力奋斗。

编写：柳百成（清华大学）

参考文献

1 朱高峰主编．全球化时代的中国制造．北京：社会科学文献出版社，2003

2 吴坤仪．中国古代铸造技术史略．哈尔滨工业大学学报，2001，3（4）：39～42

3 华觉明，卢本珊．长江中下游铜矿带的早期开发和中国青铜文明．自然科学史研究，1996，15（1）：1～16

4 何堂坤．先秦青铜合金技术的初步探讨．自然科学史研究，1997，16（3）：273～286

5 谭德睿，陈美怡．艺术铸造．上海：上海交通大学出版社，1996

6 谭维四．曾侯乙墓．北京：文物出版社，2001

7 薛亚玲．中国历代冶铁生产的分布及其变迁述论．殷都学刊，2001（2）：42～45

8 李京华．中原古代冶金技术研究．第2集．郑州：中州古籍出版社，2003

9 田长浒等．中国铸造技术史：古代卷．北京：航空出版社，1995

10 缪良．我国铸造工业之现状与展望．现代铸铁，2001（1）：1～7

11 李新亚，李宝东，祝强．铸造行业国内外生产技术现状及发展方向．铸造，1999，增刊：3～11

12 缪良．入世后我国铸造工业前景展望与建议．铸造技术，2003，24（1）：5～9

13 颜爱民．中国铸造行业现状及发展对策．铸造技术，2003，24（2）：77～79

14 中国机械工程学会铸造分会．中国铸造行业现状和发展趋势．中国机械工程，1996，7（3）：13～14

15 张武城，涂思柏，张乃蕴．我国铸造质量控制与测试技术发展的回顾与展望．铸造，2002，51（8）：457～463

16 曾大本，唐靖林．我国铸铁铸造技术的回顾及展望．铸造，2002，51（4）：196～200

17 缪良．新形势下中国铸造工业的战略考虑．铸造技术，2003，24（4）：261～263

18 李永圣，陈彤刚．前进中的中国铸造业．铸造技术，2004，25（1）：5～6

19 柳百成，沈厚发主编，21世纪的材料成形加工技术与科学．北京：机械工业出版社，2004

20 柳百成，荆涛．铸造工程的模拟仿真及质量控制．北京：机械工业出版社 .2001

21 W.S.Cho，Trend of the development in automobiles and casting alloys and processes，Technical Forum of the 65th World Foundry Conference，Korea，2002

22 樊自田，黄乃瑜，董选普．从 Cosworth Process 新工艺看现代铸造生产的绿色集约化特点及其发展趋势，铸造技术，1999（5）：37～39

23 I.Wagner，P.Sham，Investment casting of single crystal turbine blades，Proceedings of The International Conference on Science of Casting and Solidification，Romania，2001，201～209

24 P.Withey，Ni based super－alloy casting for aerospace application，Technical Forum of the 65th World Foundry Congress，Korea，2002

25 J.A.Yurko，R.A.Martinez and M.C.Flemings，The use of semi－solid rheocasting（SSR）for aluminum automotive castings，清华大学凝固前沿讲座教材，2002

26 P.Sham，M.Fehlbier，O.Klaassen and J.Aguilar，Thiocasting：Processing of light metals in the semi－solid state － potential and applications，Proceedings of The International Conference on Science of Casting and Solidification，Romania，2001：177～187

27 H.G.Haldenwanger，A.Stich，Casting simulation as an innovation in the motor vehicle development process，Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Processes － IX.2000：44～51

28 Xiong S M，Liu B C.Study on numerical simulation of mold－filling and solidification processes of shaped casting，Chinese J Mech Engr，1999，12（1）：4～10

29 Liu Baicheng.Progress in solidification modeling of cast iron in China.International J of Cast Metals Research，1999Vol.11（5）：259～266

30 柳百成，许庆彦，熊守美等，特邀稿，铸造过程的多尺度模拟研究进展，机械工程学报，2003（10）：53～63

31 Zhang Guangyue，Jing Tao，Liu Baicheng，Zhao Daiping. Numerical Simulation of Microstructure of Aluminum Alloy Casting Using Macro－Micro Coupled Method.Proceedings of the ASME IMECE 2002，No.2002～32903，2002，New Orleans，USA

32 Q.Y.Xu，B.C.Liu.Modeling of as－cast microstructure of Al alloy with a modified cellular automaton method，MATER TRANS 42（11）：2316～2321，Sp.Iss.Nov.，2001

33 赵海东、柳百成，球墨铸铁微观组织的数值模拟．机械工程学报，2000，（2）：76～80

34 赵海东、柳百成，球墨铸铁白口转变的数值模拟．金属学报，2001，（10）：1107～1111

35 梁作俭．高温合金熔模精密铸件凝固过程及微观组织数值模拟：[学位论文]．北京：清华大学，2004

36 Sham P，Hansen P.Toward integrated modeling for intelligent castings，Modeling of Casting，Welding and Advanced Solidification Process－IX，2000

37 吴浚郊，李彤，李文珍．虚拟制造及其在铸造生产中的应用．铸造，2000，49（2）：93

38 National Research Council.Visionary manufacturing challenges for 2010.National Academy Press，USA.1998（www.books.nap.edu）

39 kato K.Current situation and the challenges facing the automobile casting industry in Japan，Technical Forum for the 65th World Foundry Congress，Korea，2002

第 2 篇

铸造合金及其熔炼

主 编 邢建东

编 写 邢建东 梁工英 方 亮 高义民
屈银虎 王恩泽 李嘉荣 张宏炜
殷克勤 桂忠楼 王颜臣 宋 英
王红红 白世鸿 南 海 张 亮

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第 1 章　铸铁及其熔炼

铸铁是指碳的质量分数大于2.14%或者组织中具有共晶组织的铁碳合金。工业上所用的铸铁，实际上都不是简单的铁-碳二元合金，而是以铁、碳、硅为主要元素的多元合金。铸铁的成分范围大致为 w（C）＝2.4%～4.0%，w（Si）＝0.6%～3.0%，w（Mn）＝0.2%～1.2%，w（P）＝0.04%～1.2%，w（S）＝0.04%～0.20%。有时还可加入各种合金元素，以便获得能满足各种性能要求的合金铸铁。

铸铁是近代工业生产中应用最为广泛的一种铸造金属材料。在机械制造、冶金矿山、石油化工、交通运输和国防工业等各部门中，铸铁件约占整个机器重量的45%～90%。因此，掌握铸铁的基本理论和生产技术，对于发展铸造生产，充分发挥铸铁件在国民经济各部门中的作用，是很有意义的。

1　铸铁的基础知识

1.1　铁-碳相图

相图是分析合金金相组织的有力工具。铸铁是以铁元素为基的含有碳、硅、锰、磷、硫等元素的多元铁合金，但其中对铸铁的金相组织起决定作用的主要是铁、碳和硅，因此铁-碳相图和铁-碳-硅三元合金相图是分析铸铁的成分与组织的关系以及组织形成过程的基础。

1.1.1　铁—碳相图分析

由于铸铁中的碳可能以渗碳体（Fe_3C）或石墨两种独立的形式存在，因而铁、碳相图存在着 Fe-G（石墨）和 Fe-Fe_3C 两套体系，即铁-石墨系和铁-渗碳体系。从热力学观点看，石墨比渗碳体更稳定，因此，铁-石墨系也称为稳定系，而铁-渗碳体系称为亚稳定系。图 2.1-1 所示为铁碳合金双重相图，即 Fe-G（石墨）稳定系相图和 Fe-Fe_3C 亚稳定系相图，分别以虚线和实线表示。表 2.1-1 为相图中临界点的温度及含碳量。

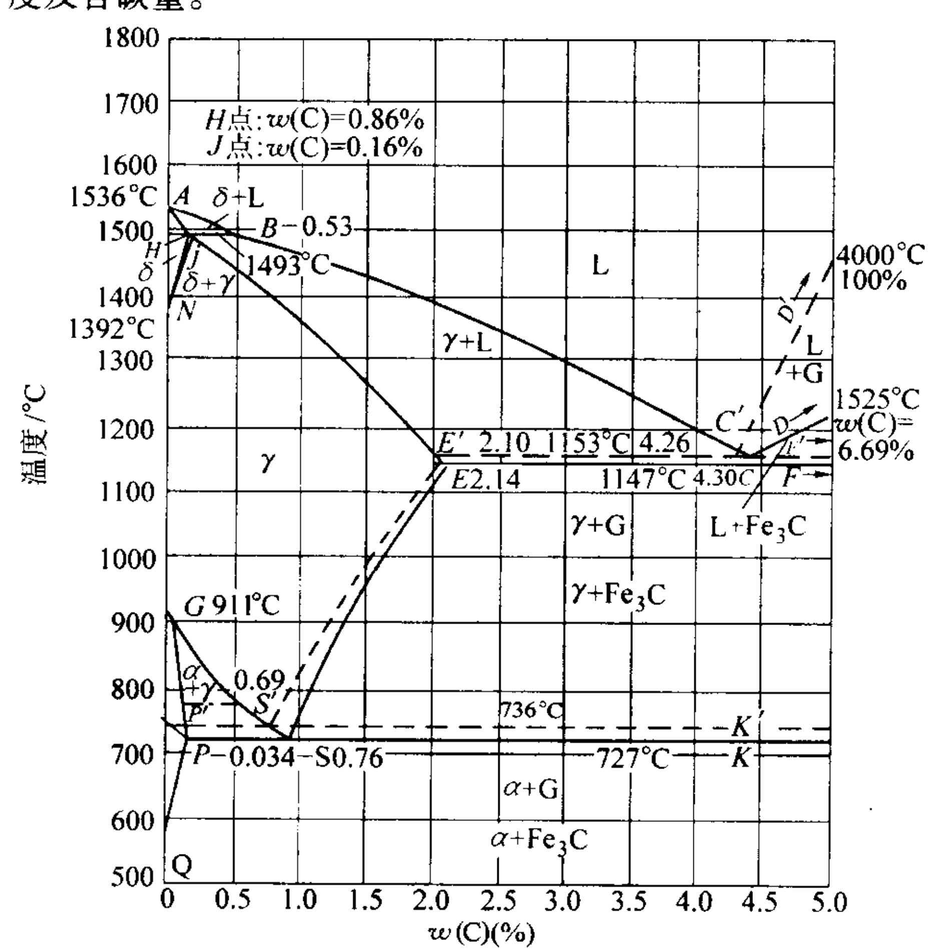


图 2.1-1　铁－碳合金双重相图

G—石墨；Fe_3C—渗碳体

表 2.1-1　铁-碳相图中各临界点的温度及含碳量

点	温度/℃	含碳量/%	
		质量分数	摩尔分数
A	1 536	0.00	0.00
B	1 493	0.53	2.43
C	1 147	4.30	17.29
C'	1 153	4.26	17.13
D	1 252	6.689	25.00
D'	4 000	1.00	1.00
E	1 147	2.14	9.23
E'	1 153	2.10	9.06
F	1 147	6.689	25.00
F'	1 153	6.689	25.00
G	911	0.00	0.00
H	1 493	0.086	0.40
J	1 493	0.16	0.74
K	727	6.689	25.00
K'	736	6.689	25.00
N	1 392	0.00	0.00
P	727	0.034	0.16
P'	736	0.032	0.15
Q	0	0.00	0.00
S	727	0.76	3.43
S'	736	0.69	3.12

Fe-G（石墨）相图和 Fe-Fe_3C 相图的主要不同处在于：

1）稳定系的平衡共晶点 C'的成分和温度与 C 点不同

$$L'_C(w(C)=4.26\%)\xrightarrow{1\,153℃}\gamma_{E'}(w(C)=2.10\%)+石墨$$

$$L_C(w(C)=4.30\%)\xrightarrow{1\,147℃}\gamma_E(w(C)=2.14\%)+渗碳体(两相组成莱氏体)$$

2）稳定平衡的共析点 S，的成分和温度与 S 点不同

$$\gamma'_S(w(C)=0.69\%)\xrightarrow{736℃}\alpha_{P'}+石墨$$

$$\gamma_S(w(C)=0.76\%)\xrightarrow{727℃}\alpha_P+渗碳体(两相组成珠光体)$$

从这里可看出，在 Fe-C 相图中稳定系的共晶温度和共析温度都比亚稳定系的高一些。共晶温度高出 6℃，共析温度高出 9℃。这是由于（见图 2.1-2）共晶成分液体的自由能和共晶莱氏体（奥氏体加渗碳体）的自由能都是随着温度的上升而减低的，二条曲线的交点就是共晶温度 T_c。已知稳定平衡的奥氏体加石墨两相组织的自由能总是比莱氏体的低些，即这条曲线一定在莱氏体曲线的下方，因而它和液体曲线的交点 T'_c（表示稳定系的共晶温度）就一定比 T_c 高一些。关于共析转变温度问题，也与共晶温度的讨论相似。

由于共晶转变和共析转变都是恒温转变，所以稳定系相

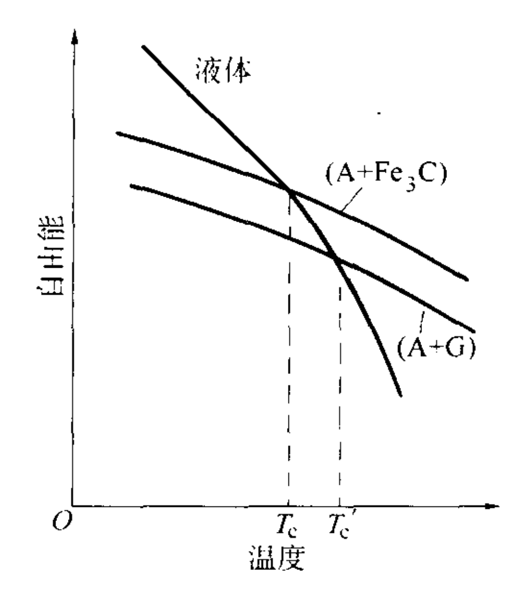


图 2.1-2　铸铁中各组成体的自由能随温度变化的示意图

图中的共晶线 $E'C'F'$要和 BC 线交于 C'，与 JE 线交于 E'。显然 C'和 E'的含碳量（w_C 分别为4.26%及2.10%）就要比 C、E 的（w（C）分别为4.30%及2.14%）低些；稳定系共析线 $P'S'K'$要和 GS 线交于 S'其含碳量（w（C）= 0.69%）要比 S 点（w（C）=0.760%）低些，和 GP 线交于P'其含碳量比 P 点（w（C）=0.034%）略低。因此，$E'C'F'$、$E'S'$、$P'S'K'$各线由于转变温度较高，含碳量较低，就分别落在 ECF、ES 和 PSK 的上方或左上方。石墨的熔点 D'高达4 000℃左右，所以 $C'D'$线也在 CD 线的左上方。在共晶温度时和石墨平衡的奥氏体中的含碳量（相当于 E'）比和渗碳体平衡的奥氏体中的含碳量（相当于 E）也要低些。分别把这些线段画在 Fe-Fe_3C 相图上，就构成了双重相图。

铁-碳相图中各组成相的符号、名称及相关说明列于表2.1-2。

表 2.1-2　铁-碳相图中的各组成相

组成相	说　明
液相	即液体，符号为 L。碳及其他元素在铁中的无限固溶体，存在与液相线之上，两相区内也有液相存在，但成分随温度变化
δ铁素体 α铁素体	即δ相、α相，为碳在铁中的间隙固溶体，体心立方晶格。δ相存在于1 392～1 536℃之间，1 493℃时最大溶碳量为 w（C）=0.086%；α相存在于911℃以下，727℃时最大溶碳量为 w（C）=0.034%
奥氏体	即γ相，符号γ或A，为碳在γ铁中的间隙固溶体，面心立方晶格，存在于727～1 483℃之间，1 147℃时的最大溶碳量为 w（C）=2.14%
石墨	符号为G，铸铁中以游离状态存在的碳，按稳定系转变时的高碳相，在铸铁中取决于化学成分和析出时间的不同，有初析石墨、共晶石墨和共析石墨。其形态有片状、蠕虫状、团絮状及球状等
渗碳体	符号为 Fe_3C，铁和碳的间隙化合物，具有复杂的正交晶格，含碳量为 w（C）=6.69%，是按亚稳定系转变时的高碳相。按化学乘法和析出时间不同有初析渗碳体（一次渗碳体）、共晶渗碳体、二次渗碳体和共析渗碳体。其形状有大片状、板条状及网状等
莱氏体	为按亚稳定系转变时的共晶组织，由奥氏体及其转变产物和渗碳体组成的混合物

由于铁-碳双重相图的存在，在实际生产中，用相同化学成分的铁液，浇注不同壁厚的铸件时，或用冷却速度不同的铸型时，会得到含有石墨或含有渗碳体的铸件，这是由于冷却速度不同而导致共晶凝固温度的高、低不同所致。如在 T'_c以下，T_c 以上凝固时，一般可得到奥氏体加石墨的结晶，如过冷至 T_c 以下温度凝固时，则有可能进行奥氏体加渗碳体的结晶。

除冷却速度外，化学成分对铸铁组织的形成也会发生很大的影响，其中尤以硅（除碳以外）的影响最大。因此，Fe-C-Si 三元相图就显得非常重要。

1.1.2　铁-碳-硅相图分析

铸铁中硅的含量一般在 w（Si）=0.8%～3.5%的范围内变动（特殊铸铁除外）。为使用的方便，目前通常用一定含硅量的铁-碳-硅三元垂直截面图来分析铸铁中碳、硅含量对结晶过程和组织的影响。在铁—碳—硅三元合金中，高碳相也有可能以石墨和渗碳体两种形式出现，相应地就有铁-石墨-硅和铁-渗碳体-硅两种准二元相图。

图2.1-3为不同硅含量的铁-石墨-硅准二元相图。对比 Fe-G 和 Fe-G-Si 准二元相图，硅的作用可归结为以下各点。

1）共晶点和共析点含碳量随硅量的增加而减少。铁—石墨二元共晶合金含碳量 w（C）=4.26%，共析合金含碳量 w（C）=0.69%，在含硅量为 w（Si）=2.08%的三元系中，共晶和共析点含碳量则相应为 w（C）=3.65%及 w（C）=0.65%左右；在含硅量为 w（Si）=4.2%三元系中，则相应为 w（C）=3.15%及 w（C）=0.6%左右。E'点的含碳量也随着硅的增高而减少，也即碳在液体共晶合金以及奥氏体固溶体中的溶解度减少了。

2）硅的加入使相图上出现了共晶和共析转变的三相共存区（共晶区：液相、奥氏体加石墨；共析区：奥氏体、铁素体加石墨）。这说明铁-碳-硅三元合金的共析和共晶转变不像铁-碳二元合金那样是在一个恒定的温度完成，而是在一个温度范围内进行，并且共析转变温度范围随着硅量的增加而扩大。

3）共晶和共析温度都改变了。硅对稳定系和亚稳定系的共晶温度的影响是不同的。随着含硅量的增加，两个共晶温度的差别扩大，即含硅量越高，奥氏体加石墨的共晶温度高出奥氏体加渗碳体的共晶温度越多。由于硅的增高，共析转变的温度提高更多，因此有利于铁素体基体的获得。

4）硅量的增加，还缩小了相图上的奥氏体区。硅量超过 w（Si）=10%以后，奥氏体区趋于消失，这对研究高硅耐酸铸铁的凝固过程及组织有参考意义。

除硅外，其他合金元素也会对铁-碳相图上各临界点产生影响。表2.1-3定性地列举了一些常见元素在一般含量范围内对铁-碳双重相图上各临界点的影响趋势。

根据各元素对共晶点实际碳量的影响（表2.1-3），将这些元素的量折算成碳量的增减，称之为碳当量，以 CE 表示。在一般的铸铁中，为简化计算，一般只考虑 Si、P 的影响，因而有：

$$CE\% = w(C)\% + 1/3w(Si+P)\%$$

将 CE 值和 C'点碳量（w（C）=4.26%）相比，即可判断某一成分的铸铁偏离共晶点的程度，如 CE>4.26%为过共晶成分，CE=4.26%为共晶成分，CE<4.26%为亚共晶成分。

铸铁偏离共晶点的程度还可用铸铁的实际含碳量和共晶点的实际含碳量的比值来表示，这个比值称为共晶度，以 S_C 表示。

$$S_C = C_{铁}/C'_C = C_{铁}/\{4.26\% - 1/3w(Si+P)\%\}$$

式中，$C_{铁}$ 为铸铁实际含碳量（质量分数），%；C'_C 为稳定态共晶点的含碳量（质量分数），%。

如 $S_C>1$ 为过共晶、$S_C=1$ 为共晶、$S_C<1$ 则为亚共晶成分铸铁。

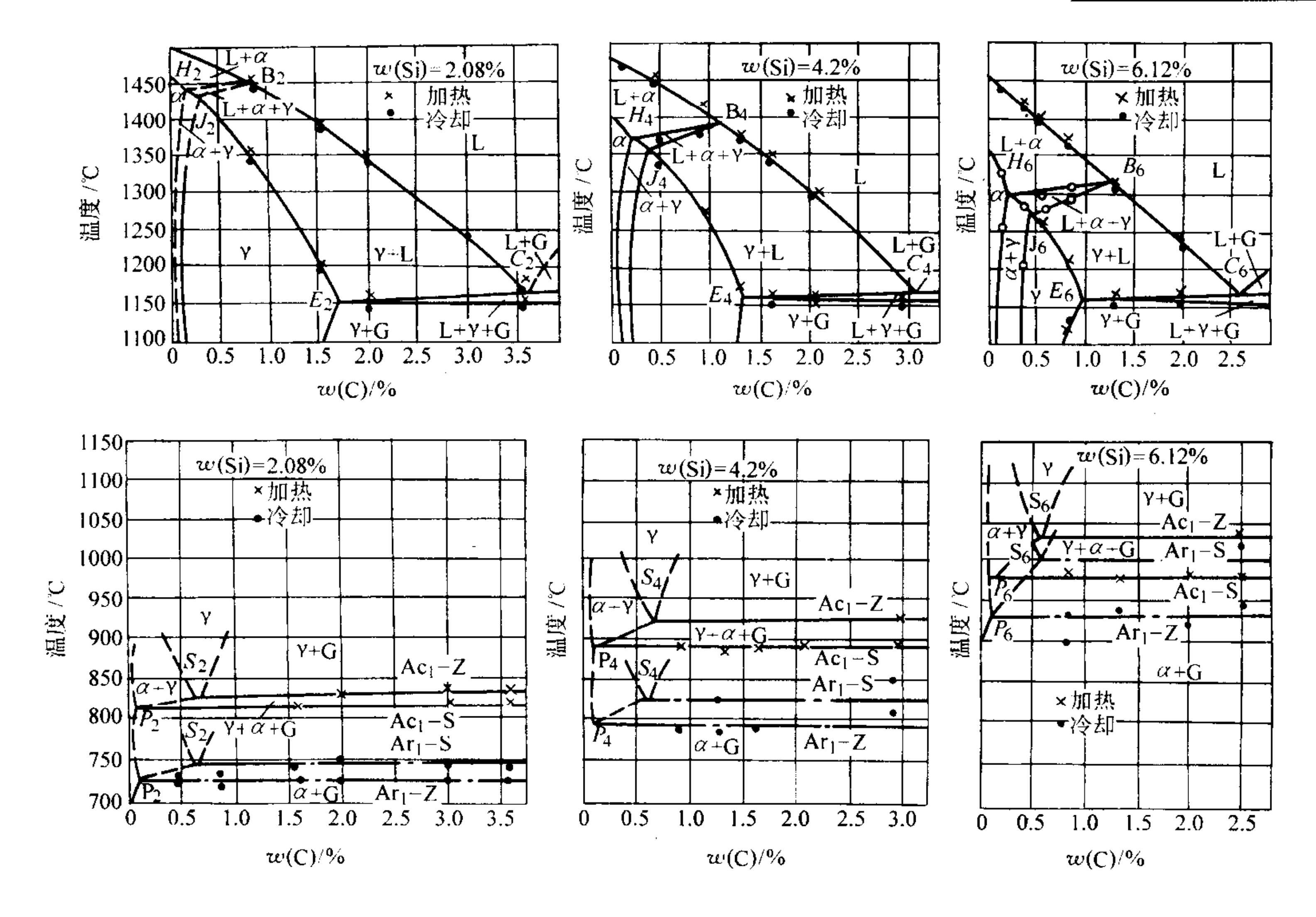


图 2.1-3 不同硅含量的铁-石墨-硅准二元相图

"A_{C1} - S"、"A_{C1} - Z" 分别表示加热时临界温度范围的开始及终了

"A_{r1} - S"、"A_{r1} - Z" 分别表示冷却时临界温度范围的开始及终了

表 2.1-3 元素在一般含量范围内对铁-碳双重相图上各临界点的影响

项目 元素	铁—石墨系 共晶温度/℃	铁—石墨系 共析温度	铁—石墨系 共晶点碳量 w（C）/%	铁—石墨系 奥氏体饱和碳量	铁—石墨系 共析点碳量	铁—渗碳体系 共晶温度	铁—渗碳体系 共析温度	铁—渗碳体系 共晶点碳量	铁—渗碳体系 奥氏体饱和碳量	铁—渗碳体系 共析点碳量	碳的活度	石墨化	元素含量增加时促进形成的组织
S	-	+	-0.36	+	-	-	+	-	+	-	+	-	珠光体、渗碳体
Si	+14	++	-0.31	-	-	-	+	-	-	-	+	+	铁素体
Mn	-8	-	-0.027	+	-	-	-	+	+	-	-	-	珠光体、碳化物
P	-21	+	-0.33		-	-	+	-			+	+、-	珠光体
Cr	-6	+	+0.063	+	-	+	+	-	+	-	-	-	珠光体、碳化物
Ni	+3	-	-0.053	-		-					+	+	珠光体、并细化
Cu	+3	-	-0.074			-					+	+	珠光体
Co	+	-				-					+	+	
V	-	+	+0.135			+					-	-	碳化物、珠光体
Ti	-	+				+					-	-	铁素体
Al	+	+	-0.25			+					+	+	铁素体
Mo	-10	+	+0.025			-					-	-	铁素体、细化珠光体
W	-	+				-					-	-	
Sn	-	-				-					+	+、-	珠光体
Sb	-					-					+	-	珠光体
Mg	-					-						-	珠光体、渗碳体
Nb											-	-	
RE												-	珠光体、渗碳体
B												-	珠光体、渗碳体
Te												-	珠光体、渗碳体

注：1. "+" 代表增加、提高、促进；"-" 代表降低、阻碍。

2. 数字代表加入量为质量分数为 1% 合金时的波动值。

根据CE的高低、S_C的大小还可间接地推断出铸铁铸造性能的好坏以及石墨化能力的大小，因此在实际生产中具有重要的意义。

1.2　铸铁的种类及组织与性能特点

铸铁的分类方法较多，可按铸铁的使用性能、断口特征或成分特征进行分类，较为常用和方便的是将铸铁分为七大类。见表2.1-4。

1.3　铸铁的凝固结晶过程

在高于液相线温度，铸铁以液体的形式存在，它具有良好的流动性和充型能力。铁液作为金属熔体在结构上具有一般金属熔体所具有的共同特点，即它是近程有序并伴随着温度、结构和浓度的起伏。铁液作为一种高碳多元铁碳合金熔液，其结构与碳的存在形态密切相关。而由于铁液中碳的存在形态对铸铁的凝固过程、组织和力学性能有决定性的影响。因此，了解铁液的结构以及碳在铁液中的结构形式就具有重要的意义。

有研究表明，铁液并非单相熔体，而是在熔体中存在有未熔石墨、渗碳体和各种未熔固体质点的多相体。用离心分离的方法可以证明铁液中存在有碳原子集团，根据计算这些碳原子集团的平均尺寸约在1 nm，见表2.1-5。

表2.1-4　铸铁的分类、组织和性能特征

类　别		组织特征	断口特征	成分特征	性能特征	用　途
工程结构件用铸铁	灰铸铁（普通灰铸铁、高强度灰铸铁）	基体+片状石墨	灰口	仅含C、Si、Mn、P、S五元素或外加少量合金元素	σ_b = 150 ~ 400 MPa，基本上无塑性	大量地应用于各种机器零件，如机床、内燃机、汽车、农用机械等
	球墨铸铁	基体+球状石墨	灰口（银白色断口）	1）普通五元素或外加不同量的合金元素 2）w（Mg）≥0.03%、w（RE）$_{残}$≥0.02%	σ_b = 400 ~ 900 MPa δ = 2% ~ 20% α_K = 15 ~ 120 J/cm^2	应用于受力复杂，强度、韧性、耐磨性要求较高的零件，如曲轴、齿轮、连杆等
	蠕墨铸铁	基体+蠕虫状石墨（往往伴有少量球状石墨）	灰口（斑点状断口）	同球墨铸铁，但Mg及RE量稍低	σ_b、δ比球墨铸铁低，但高于灰铸铁	高强度零件，如机床零件等，耐热零件，如气缸盖，小型钢锭模，发动机排气管等
	可锻铸铁（黑心）	生坯：珠光体+莱氏体 退火后：基体+团絮状石墨	生坯：白口 退火后：灰口（黑色绒状断口）	低碳、低硅	σ_b = 300 ~ 700 MPa δ = 2% ~ 12%	用于受冲击、振动的零件，如汽车后桥外壳、弹簧、钢板支座、机床把手等，也可用于阀门、管件、农机零件、线路金具等
特殊用途铸铁	抗磨铸铁	基体+不同类型的碳化物	白口（中锰铸铁及冷硬铸铁例外）	除五元素外，可加入低、中、高量合金元素	主要有高的抗磨性能，韧度较低	农机磨损件、球磨机磨球、衬板、抛丸机叶片、电厂灰渣泵零件、磨煤机易损部件、冷硬铸件等
	耐热铸铁	基体+片状或球状石墨	灰口	有Si、Al、Cr系（中硅、高铝、中硅铝、高铬等铸铁）	有高的耐热性及抗氧化性能，但强度较低、较脆	锅炉配件，石油化工、冶金设备、加热炉中的耐热零件
	耐腐蚀铸铁	基体+片状或球状石墨	灰口	主要合金元素Si、Ni含量高	有高的耐腐蚀性能	化工工业中的各种抗酸、碱、氯、海水、盐等零件

表2.1-5　铁液中悬浮着的碳显微集团的尺寸

w（C）/%	实验温度/℃	碳显微集团尺寸/nm
3.30	1 300	0.965
3.30	1 370	0.69
3.45 ~ 3.50	1 280	0.96
3.45	1 350	0.70

对于在热力学上处于平衡状态的铁液而言，碳原子集团的存在是铁液中碳原子浓度起伏的结果。由于通常铁液中的碳含量约为w（C）=2.0% ~ 4.0%，但石墨中碳的含量w（C）=100%而渗碳体（Fe_3C）中碳的含量w（C）=6.67%，从浓度起伏的观点考虑，铁液中形成Fe_3C原子集团要比形成石墨原子集团容易得多。铁液的温度越高，石墨析出所要求的碳浓度越高，石墨越不容易存在，这种分析得到了实验的证实。对于激冷试样的显微分析发现，当铁液过热温度不大时，在共晶和过共晶铁液中有碳原子集团的富集，主要以Fe_3C形式存在，同时有少量石墨呈短程有序存在。但随着铁液保温时间的延长或温度的升高，有利于Fe_3C的生成。

在铸造生产中铁液存在何种碳原子集团与所使用的炉料有很大关系，同时也会影响到凝固后铸铁的组织。如果炉料以白口铁为主，它们熔化后会留下未熔的Fe_3C原子集团；

如果炉料以石墨类铸铁为主，熔化后会留下未溶解的石墨原子集团。如果提高铁液温度或长时间保温，铁液趋向于热力学平衡状态，未溶解的 Fe_3C 和石墨原子集团被溶解，铁液中由于浓度起伏出现新的原子集团，这些原子集团可能以 Fe_3C 型占多数。因此，生产中使用白口铸铁炉料时铁液的石墨化能力较低，使用灰铸铁炉料时石墨化能力较高。提高熔炼温度以及铁液在高温下保温较长时间时，铁液的白口倾向增大。但在使用白口铸铁炉料生产石墨类铸铁时，提高熔炼温度将有利于未溶 Fe_3C 原子集团的溶解，可减少由于炉料遗传性所造成的白口倾向。

铸铁的凝固结晶包括初析和共晶凝固两个阶段，它是一个由液体向固体的转变过程，这一过程决定了高碳相的组织形态（如是片状石墨还是球状石墨），而随后的固态相变则决定了所获得铸铁的基体组织类型。

铸铁按何种方式凝固，即结晶成灰口或白口组织取决于石墨和渗碳体两相相对的形核可能性及形核生长速率，这将取决于铁液的化学成分和结晶条件。由图 2.1-1 可见，稳定系（Fe-C）共晶凝固的平衡温度为 1 153℃，而亚稳定系（$Fe\text{-}Fe_3C$ 体）共晶凝固的平衡温度为 1 147℃。如果共晶凝固在此温度区间进行，只有石墨共晶能够形核和生长。而在 1 147℃以下，石墨共晶和渗碳体共晶都能形核和生长，但渗碳体共晶的生长速率要比石墨共晶的生长速率高得多，因此通常会发生渗碳体共晶的凝固过程。

1.3.1　灰铸铁的凝固结晶

灰铸铁的结晶过程应按照铁－碳相图的稳定系，即 Fe-C 相图来描述。灰铸铁的组织是由基体组织及片状石墨组成。灰铸铁的结晶过程包含初析相（石墨或奥氏体）相的析出和共晶凝固两个过程。

（1）初析石墨的结晶

石墨是在铸铁中以游离状态存在的碳，为六方晶格，其晶体结构见图 2.1-4。

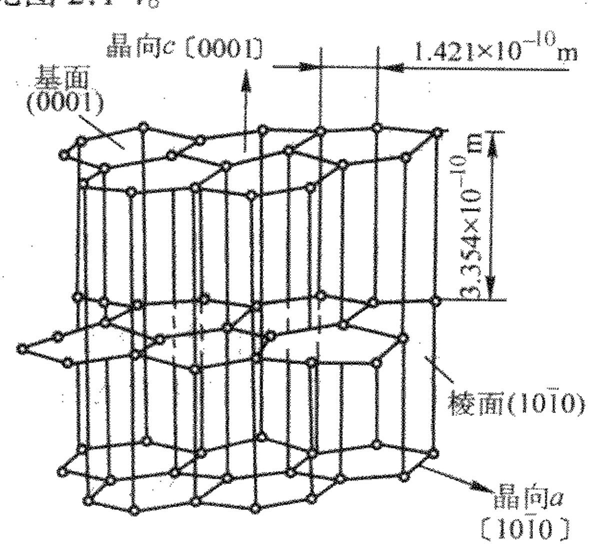


图 2.1-4　石墨的晶体结构

在石墨的晶体中，碳原子有两种连接方式：基面上碳原子之间由共价键连接，而基面与基面之间的原子则由极性键连接。由于这两种键的键能不同，前者约为后者的 7 倍，因此键的结合力也就不同。在共价键上碳原子之间的结合力要远大于极性键的结合力，这是导致石墨沿不同晶向生长速度不同的重要因素。

当过共晶成分的铁液在冷却时按稳定系结晶时，初析石墨将从铁液中析出。石墨结晶的热力学驱动力是由过冷度造成的自由能变化，因此，初析石墨的析出是在过共晶铁液过冷至液相线 $C'D'$ 以下时从铁液中析出的。初析石墨的形核通常依赖于铁液中未熔石墨质点或未熔杂质的质点，以减少形核能。石墨形核后，随着温度的下降，不断从铁液中获取碳原子而长大。初析石墨的生长从形核后开始至共晶结晶开始基本结束。在初析石墨的生长过程中，铁液中的碳原子从各方面以相等的几率扩散到石墨晶核上，因此石墨晶体的长大方式和形态完全受到石墨的晶体结构以及铁液与石墨之间的界面能所决定。从晶体生长的理论出发，石墨沿基面（a 向）的生长是占优势的。因为在这一方向上原子间是以结合力较强的共价键结合，而在基面上则不同，为了沿 c 向生长，原子必须在基面上形成以极性键结合的一层新的原子层，这比起在 a 向的生长要困难的多。因此，初析石墨在铁液中常常长成分枝较少的粗大片状。图 2.1-5 为经深腐蚀后所观察到的灰铸铁中片状石墨的立体形貌。图 2.1-6 为示意的表示片状石墨某一分支在横断面上可能的晶体构造，在石墨片的长、宽方向为［10$\bar{1}$0］晶向，而厚度方向则为［0001］晶向。从片状石墨的这种晶体构造可以认为它是石墨晶体在［10$\bar{1}$0］晶向（即 a 向）得到优先生长的结果。

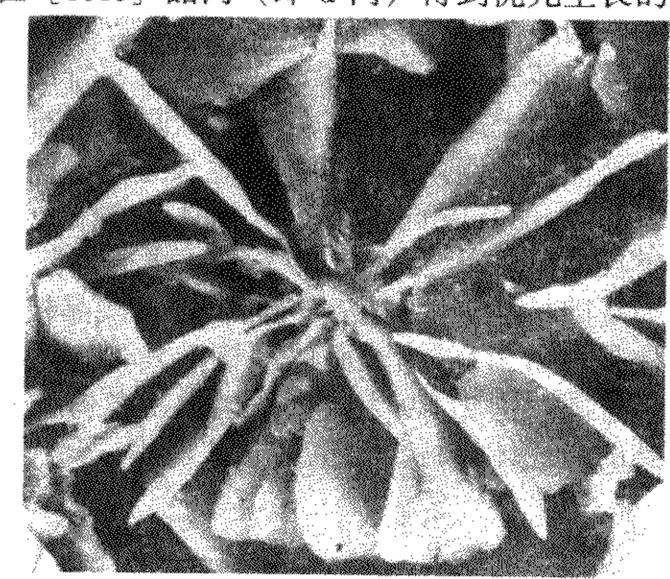


图 2.1-5　深腐蚀后灰铸铁中片状石墨的立体形貌

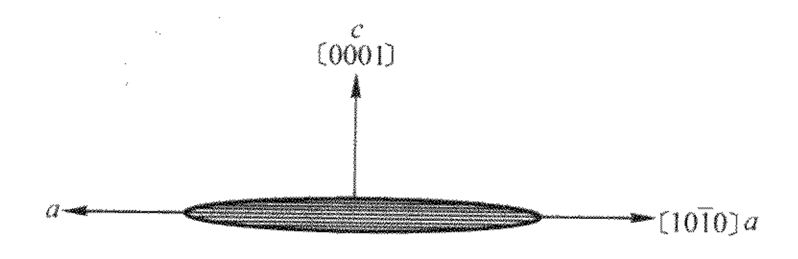


图 2.1-6　片状石墨横断面上的晶体结构示意图

由于初析石墨的尺度明显大于共晶石墨，因此，从尺度上可明显区分出初析石墨（见图 2.1-7）。



图 2.1-7　初析石墨和共晶石墨

（2）初析奥氏体的结晶

奥氏体是碳在 γ 铁（面心立方晶格的铁）中的间隙固溶体。γ 铁的最大空隙半径为 0.052 nm，略小于碳原子的半径，在 1 147℃时碳原子的最大过固溶度为 2.06%。

当凝固在平衡条件下进行时，只有当化学成分为亚共晶时才会析出初析奥氏体。但往往在非平衡条件下，铸铁中存在一个共生生长区，而且偏向石墨的一方，因而在实际情况下，往往共晶成分，甚至过共晶成分的铸铁在凝固过程中也会析出少量初析奥氏体。初析奥氏体是以树枝晶的形式生长，它对铸铁的组织及力学性能有重要的影响。当亚共晶成

分的铁液在冷却时，初析奥氏体将从铁液中析出。初析奥氏体析出的热力学驱动力是由过冷度造成的自由能变化，因此，初析奥氏体的析出是在亚共晶铁液过冷至液相线 BC' 以下时从铁液中析出的。初析奥氏体的形核通常依赖于铁液中未熔杂质的质点或铸型壁，以减少形核能。初析奥氏体晶核析出后，奥氏体枝晶便开始析出并长大，当进入共晶阶段后，液体中开始形成共晶团，此时初析奥氏体还会继续长大，数量也有增加。初析奥氏体枝晶和共晶团的生长实际上有一个重叠的生长温度区间。由于工艺条件不同，共晶转变开始的温度会有高低，因而重叠的温度区间也会有改变。在组织上就可能出现虽然成分相同，但初析奥氏体枝晶的百分比不一样的情况。

奥氏体为面心立方体，其原子密排面为（111）面，当奥氏体直接从熔体中形核、成长时，只有按密排面生长，其表面能最小，析出的奥氏体才稳定，由原子密排面（111）构成的晶体外形是八面体。八面体的生长方向必然是八面体的轴线，也即［100］方向，由于八面体尖端的快速生长，便形成了奥氏体的一次晶枝，在一次晶枝上长起微小的突起，以此为基础长出二次晶枝，进而长出三次晶枝，最后长成三维树枝晶。图2.1-8为八面体晶核沿其尖端生长成一次枝晶的示意图。图2.1-9为通过适当的工艺方法在扫描电镜下观察到的奥氏体树枝晶的三维立体形貌。

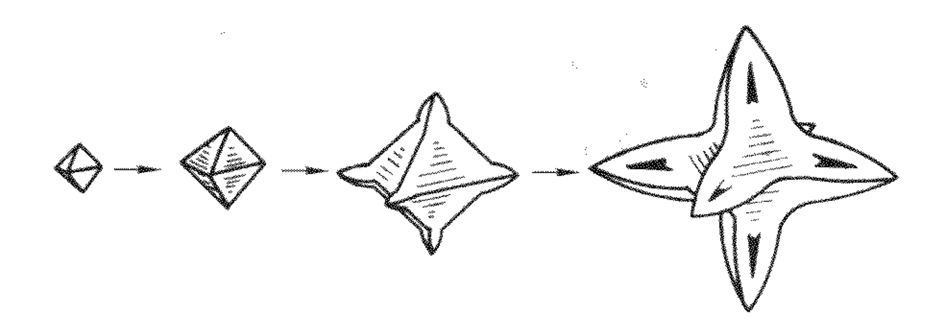


图2.1-8 八面体晶核生长形成树枝状一次晶的成长过程示意图



图2.1-9 树枝晶的三维立体形貌 ×200

奥氏体枝晶生长的特点之一是晶枝的生长程度不同，有的晶枝生长快，而有的晶枝因前沿有溶质元素的富集而生长受到阻碍，因而生长较慢，故铸铁中的奥氏体枝晶往往具有不对称、不完整的特征，加上在显微镜中所看到的是奥氏体枝晶的二维形貌，它实际上是三维树枝晶在不同切面上的反映，因而便呈现出更加复杂的形态。图2.1-10为在亚共晶白口铸铁中奥氏体树枝晶的金相组织形貌照片。

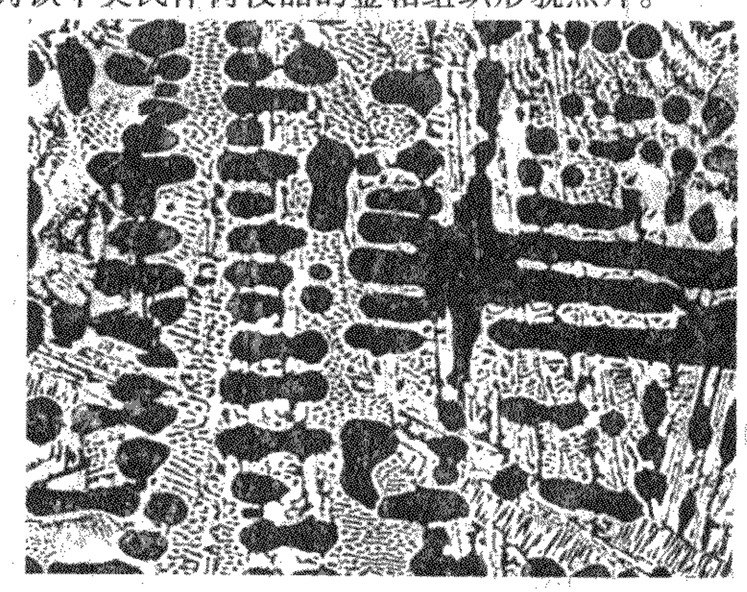


图2.1-10 奥氏体树枝晶的金相组织形貌 ×200

奥氏体枝晶的长大过程中，存在着化学成分的不均匀，它是由凝固过程所决定的。按照相图，先析出的奥氏体枝晶心部碳量较低，在逐渐长大的以后各层奥氏体中的碳量沿着图2.1-1中 JE' 线变化，即碳逐渐增高，形成所谓的芯状组织。

对奥氏体枝晶及其结晶前沿的微观成分分析表明，在初析奥氏体中有硅的富集，锰则较低，而在枝晶间的残存液体中则是碳高、锰高、硅低。因而在奥氏体的生长过程中，在结晶前沿存在着不同元素的富集或贫乏，如形成了硅的反偏析及锰的正偏析，存在着较大的浓度不均匀性。在普通灰铸铁和合金灰铸铁中，各元素在各相之间和相内的分布也有这样的现象。相间成分分布的不均匀性通常可由分配系数 K_p 来表示，而晶内的成分偏析程度则由偏析系数 K_l 表示。

K_p = 元素在奥氏体中的浓度 X_A/元素在铁液中的浓度 X_l

K_l = 元素在奥氏体枝晶心部的浓度 X_A^c/元素在奥氏体枝晶边缘的浓度 X_A^e

表2.1-6是某试样的实际测定结果。由表可见，与碳亲和力小的石墨化元素（如Al、Cu、Si、Ni、Co）在奥氏体中皆有富集，$K_p>1$；这些元素在奥氏体内的偏析系数 $K_l>1$，说明在奥氏体心部的含量高于奥氏体边缘的含量，即形成晶内反偏析。

碳化物形成元素（Mn、Cr、W、Mo、V），它们与碳的亲和力大于铁，富集于共晶液体中，$K_p<1$，而且与碳结合力越大的元素，K_p 值越小。在奥氏体内则呈中心浓度低，边缘浓度高的正偏析，即 $K_l<1$。

表2.1-6 奥氏体和铁液中各元素的浓度

序号	元素	元素含量（质量分数）/%			分配系数 $K_p=X_A/X_l$	偏析系数 $K_l=X_A^c/X_A^e$
		铁液中 X_l	奥氏体中 X_A^c			
			中心	边缘		
1	Al	0.68	0.74	0.67	1.07	1.10
2	Si	1.27	1.39	1.21	1.09	1.15
3	Cu	1.12	1.22	1.11	1.09	1.10
4	Ni	1.07	1.10	0.96	1.03	1.15
5	CO	1.09	1.15	1.01	1.05	1.14
6	Mn	1.07	0.75	1.00	0.70	0.75
7	Cr	0.98	0.50	0.59	0.51	0.85
8	W	0.89	0.35	0.37	0.39	0.95

续表 2.1-6

序号	元素	元素含量（质量分数）/%			分配系数 $K_p = X_A/X_l$	偏析系数 $K_l = X_A^c/X_A^e$
		铁液中 X_l	奥氏体中 X_A^c 中心	奥氏体中 X_A^c 边缘		
9	MO	1.13	0.39	0.45	0.35	0.87
10	V	1.48	0.56	0.58	0.38	0.97
11	Ti	0.26	0.03	0.04	—	—
12	S	0.12	微量	微量	—	—
13	P	0.58	0.09	0.13	0.16	0.69

由于在奥氏体内部以及奥氏体间剩余液体中都存在成分上的不均匀性，因此它既可对铸铁的共晶凝固过程发生影响，如在共晶凝固时，可激发由按稳定系凝固向亚稳定系凝固的转变促使形成晶间碳化物，又可对凝固以后的固态相变或热处理过程发生影响，如破碎状铁素体的获得，就是在热处理时利用了奥氏体内部的成分不均匀性的特点。因此，这是一个很值得注意的问题。

在平衡条件下，奥氏体枝晶的含量可利用相图及杠杆定律算出，但在非平衡条件下，则需使用定量金相的方法直接测定奥氏体枝晶数量，较为可靠。在冷却速度较快的情况下，由于在不平衡的条件下进行凝固结晶，因此，即使碳当量高达4.7%时，铸态组织中仍有一定量的初析奥氏体，这是工业铸铁组织中的一个重要特征。

在碳当量相同的前提下，初析奥氏体的数量还受铸铁中碳、硅含量的影响。目前常用 Si/C 比值来讨论其影响。在碳当量较高的情况下，随 Si/C 比增加，初析奥氏体的数量有所增高。此外，在高碳当量情况下，铸铁中含碳量对初析奥氏体的粗细也有影响。在冷却速度一定时，随着碳量的增高，枝晶的尺度趋向细化。

一般来说，合金元素的加入，会影响到初析奥氏体的析出温度以及初析奥氏体的生长区间。另外加入合金元素以后，会引起奥氏体界面前沿的溶质浓度以及溶质浓度梯度的改变，因而使结晶前沿的成分过冷程度发生变化，也即改变了初析奥氏体的生长条件及环境，必然就会影响到初析奥氏体的数量及形态。

为了观察和测定初析奥氏体的形貌及数量，就需要在组织中显示出初析奥氏体，目前推荐的较有实用价值的方法有热处理法和着色法。两种方法的基本原理皆是利用奥氏体与其周围组织的成分不均匀性。

热处理法：将试样加热到871℃，保温45 min，然后以56℃/h的速度冷却，使初析奥氏体因硅高而变成铁素体，而周围由于硅低锰高而仍保留珠光体，这样可衬托出初析奥氏体的组织。抛光侵蚀后，用低倍（如×25）观察，石墨位于枝晶间的部位（实际上为共晶转变区）。在这样的磨面上可测定：初析奥氏体的总面积；单个椭圆形切面的平均切面积；枝晶长度；二次枝晶臂间距；枝晶区所占面积百分比以及枝晶的方向性衡量等参数。此法的缺点是麻烦，而且往往把共晶奥氏体也显示出来，因此测量出的初析奥氏体量往往偏高。

着色法：利用不同凝固阶段所形成的不同组织中的硅含量不同的特点，侵蚀后使不同的组织呈现出不同的彩色衬度，通过选用适当波长的滤片，将彩色衬度转化为明显的单色衬度，即可用图像分析仪对初析奥氏体进行定量分析。

选用苦味酸加苛性钠水溶液为着色剂，配方为：1.8 g苦味酸、25 g氢氧化钠、100 mL蒸馏水。侵蚀温度为90℃±1℃，时间约5 min。在显微镜下可看到初生奥氏体（硅高区）呈浅蓝色，共晶初期奥氏体（硅较高区）呈深蓝色，而共晶末期的奥氏体（共晶团外围）则呈咖啡色（硅最低区）。

着色法操作简便，而且效果好，可把初析奥氏体及共晶奥氏体区分开，还可同时显示出共晶团的轮廓，因此还有助于对共晶过程进行研究。

(3) 共晶凝固过程

随着铁液温度的不断下降，初析相（石墨或奥氏体）不断长大，残存的液体逐渐减少，铁液的成分不断向共晶点靠近，当温度降到稳定系的共晶平衡温度时，残存铁液的成分也达到了共晶成分。当铁液温度降低到略低于稳定系共晶平衡温度，即具有一定程度的过冷后，初析相间熔体的含碳量就达到饱和程度。如果此时能形成石墨晶核并长大，则出现石墨—熔体的界面，由于石墨的含碳量高，因此在界面的液体侧含碳量降低，这就为共晶奥氏体的析出创造了条件，而奥氏体的析出和长大反过来又促进了石墨的继续生长。由此出现了奥氏体和石墨的格局。至此，铸铁便进入了共晶凝固阶段。

在实际铸造生产中，由于在不平衡条件下凝固，即使是共晶成分，甚至过共晶成分，都或多或少地会出现一些初析奥氏体，因此铸铁的共晶凝固常在有初析树枝状奥氏体晶体存在的状态下进行。因此，共晶凝固开始形核的场所及方式便是大家很关心的问题。

现已证实，共晶凝固是在共晶液体中以石墨的形核开始的，即石墨是共晶凝固的先行相。因此，对于亚共晶成分的铸铁，共晶体不是在初析奥氏体树枝晶上以延续的方式在结晶前沿形核并长大，而是在初生奥氏体晶体附近的枝晶间、具有共晶成分的液体中单独由石墨形核开始。铸铁熔体中存在的亚微观石墨团晶体、未熔的微细石墨颗粒，某些高熔点的夹杂物颗粒（如：硫化物、碳化物、氧化物及氮化物等）都可能成为石墨的非均质晶核。石墨形核以后，石墨的(0001)基面可以作为奥氏体(111)面的基底而促使奥氏体形核，形成石墨和奥氏体同时交叉生长的模式。但在结晶前沿，石墨和奥氏体两相与熔体接触的界面并不呈光滑形式，当过冷度不大时，石墨片的端部始终凸出在外，伸向熔体之中，保持着领先向熔体内生长和分枝的态势（见图2.1-11）。以每个石墨核心为中心所形成的这样一个石墨—奥氏体两相共生生长的共晶晶粒称为共晶团。由于每个共晶团中的石墨是由一个石墨晶核分支生长形成的，因此，每个共晶团内的石墨构成连续的分枝立体形状（这已为早期的层磨技术所揭示，也已被近代扫描电镜的直接观察所证实），分布于金属基体之中。

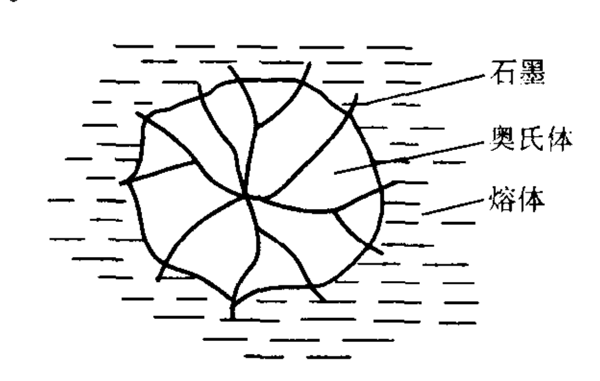
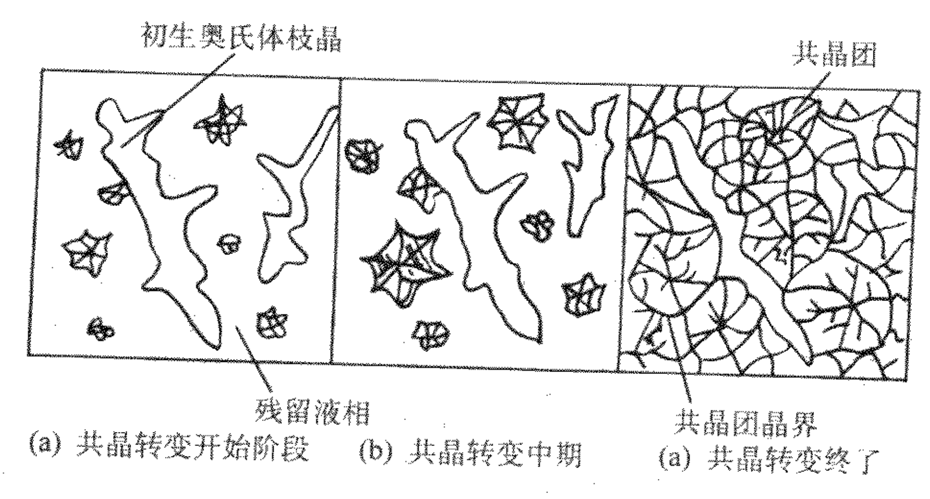


图 2.1-11 生长中的共晶团示意图

图2.1-12示意地说明亚共晶灰铸铁共晶转变地全过程。到凝固结束时，共晶团之间或共晶团和初析奥氏体枝晶相互衔接形成整体。但通常在凝固后期会出现不同地情况，如在普通成分地灰铸铁中各共晶团之间常聚集着较多的低熔夹杂物（如磷共晶）。如铸铁中存在偏析倾向较高的合金元素（如锰）时，随着凝固过程的进行，残液中的合金元素含量会越来越高，至凝固结束前，各共晶团间或几簇共晶团间的正偏析元素含量可高至足以使局部区域形成弥散度很高的晶间碳化物或局部的硬化组织，显然这些晶间夹杂物或硬化相则分散分布于共晶团或共晶集团之间（见图2.1-13）。这一凝固现象对制造减摩铸铁非常有利。



(a) 共晶转变开始阶段 (b) 共晶转变中期 (a) 共晶转变终了

图2.1-12 亚共晶灰铸铁共晶转变过程示意图

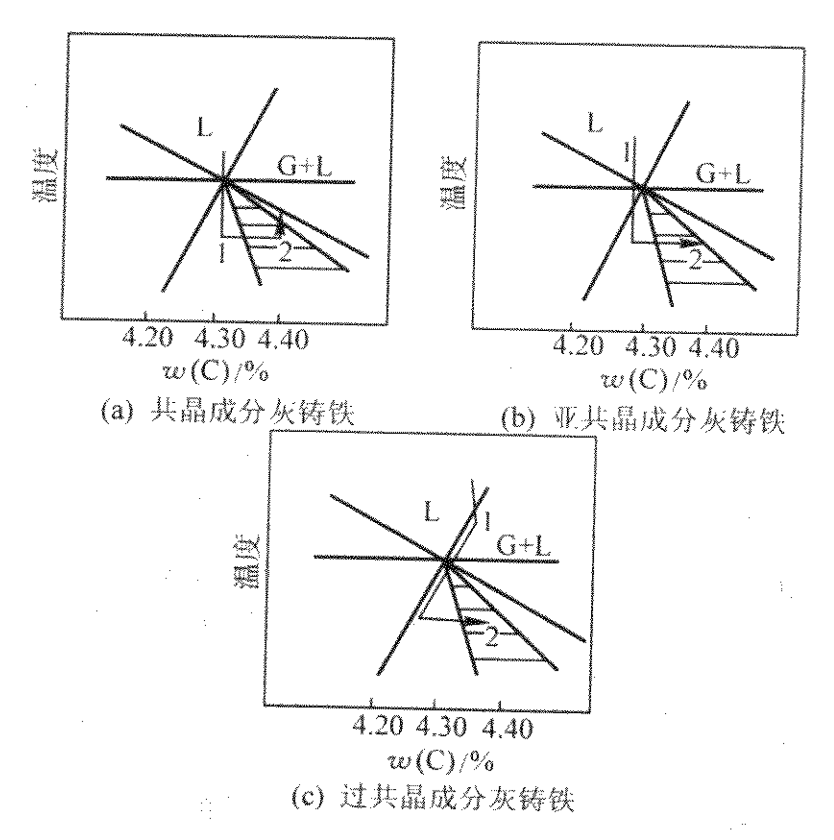


图2.1-13 共晶团间的磷共晶夹杂物 ×1000

在灰铸铁的共晶凝固过程中，石墨与奥氏体共生生长的另一个重要的问题是存在着石墨与奥氏体的共生生长区。由于奥氏体是非小晶面体，而石墨是小晶面体，两者生长时所需的过冷度不同，生长速度也不同，因此两者的共生生长区是不对称的。

图2.1-14a是共晶成分灰铸铁的凝固情况。由于共生生长区是不对称的，处于共晶成分的1点并非在共生生长区内，因此，在改成分的过冷液体中首先析出的不是共晶石墨或共晶奥氏体，而是初生奥氏体。初生奥氏体枝晶的形成和生长使周围的铁液富碳，铁液成分进入共生生长区，在2点发生奥氏体与石墨的共生生长。亚共晶成分的灰铸铁则首先在共晶温度以上的1点析出奥氏体枝晶（见图2.1-14b），初生奥氏体的析出使剩余液体中碳浓度提高，使其进入共生生长区（2点），石墨开始形核并与奥氏体发生共生生长。对于过共晶灰铸铁，初生石墨在1点直接析出（见图2.1-14c），随温度降低，片状石墨不断析出长大，使液体中碳含量增多，进入共生生长区，发生石墨和奥氏体的共生生长。

灰铸铁共晶团数（个/cm²）取决于共晶转变时共晶团的成核及成长条件。冷却速度及过冷度越大、非均质晶核数越多，生长速度越慢，则形成的共晶团数越多。随共晶团数量



(a) 共晶成分灰铸铁 (b) 亚共晶成分灰铸铁 (c) 过共晶成分灰铸铁

图2.1-14 灰铸铁的非对称共生生长区

的增加，将减少铁液凝固时的白口倾向，力学性能略有提高。但由于增加了共晶凝固期间的膨胀力，因而使铸件胀大的倾向增加，从而增加了缩松倾向。控制共晶团数，对铸铁生产具有重要作用，尤其对耐压铸件更为重要。由于共晶团数随生产条件而异，且不同铸件的要求也有所不同，所以各工厂应有各自的控制手段，并作为控制和分析铸铁质量的一个指标。

过共晶灰铸铁的共晶凝固过程则由到达共晶平衡温度并有一定程度过冷时开始，由于开始共晶凝固时液体中已有初析石墨存在，它可作为共晶先行相－共晶石墨的结晶核心，因此共晶石墨及共晶奥氏体可依附在初析石墨的基础上析出，所以可见到共晶体与初析石墨相连的组织特征。其最后的室温组织与共晶成分、亚共晶成分的灰铸铁基本相似，所不同的是组织中有粗大的初析片状石墨存在，而共晶石墨也显得较多和较粗些。

1.3.2 球墨铸铁的凝固结晶

目前生产中使用的球墨铸铁其碳当量多为共晶及过共晶成分的铸铁，其凝固结晶过程主要是共晶转变。而球墨铸铁的共晶转变过程和灰铸铁有很大区别。

（1）球状石墨的结构

在低倍观察时，球状石墨接近球形，而高倍观察时，则呈多边形轮廓，内部呈现放射状，在偏振光照明下尤为明显（图2.1-15）。利用扫描电镜更可以看出，石墨球表面一般不是光滑的球面，而是有许多胞状物（图2.1-16）。从球状石墨中心截面的复型电镜照片可以看到，石墨球内部结构具有年轮状的特点（图2.1-17），其内部在一定直径的范围内，

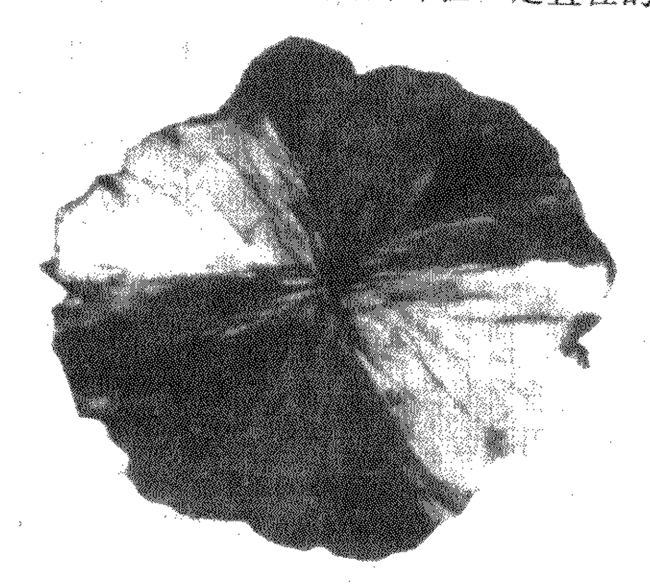


图2.1-15 球状石墨的偏振光照片

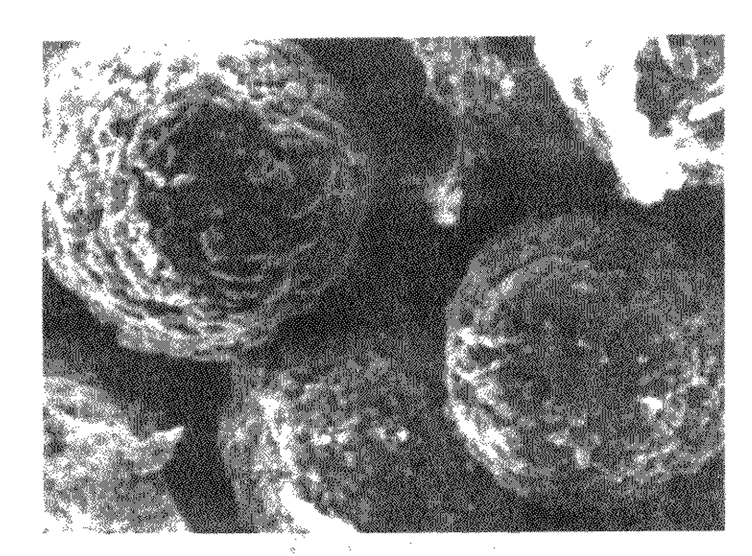


图 2.1-16　球状石墨的表面胞状物形态

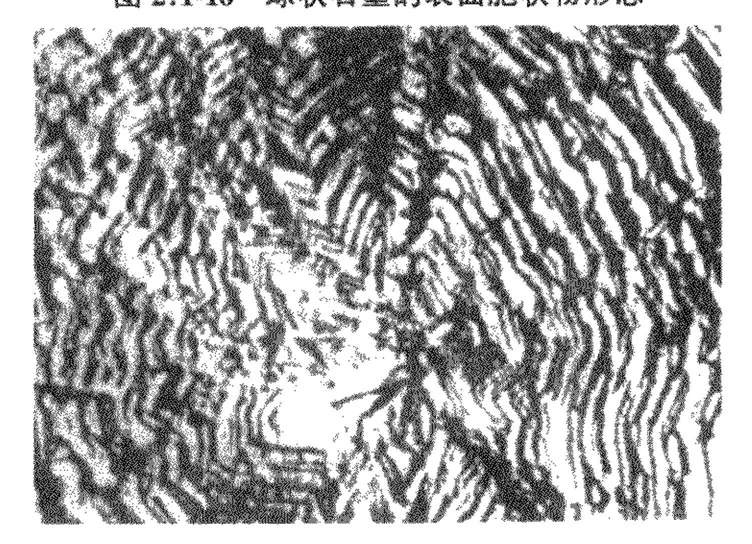


图 2.1-17　球状石墨内部的年轮状结构

年轮较乱，其中心可看到白色小点，认为是球状石墨籍以长大的核心。以球状石墨的这些结构和外形的特征，结合石墨晶体结构的特点，可以断定，球状石墨具有多晶体结构，从核心向外呈辐射状生长，每个放射角皆由垂直于球的径向而呈相互平行的石墨基面堆积而成，石墨球就是由大约 20～30 个这样的锥体状的石墨单晶体组成，因而球的外表面都是由（0001）面覆盖，如图 2.1-18 所示。

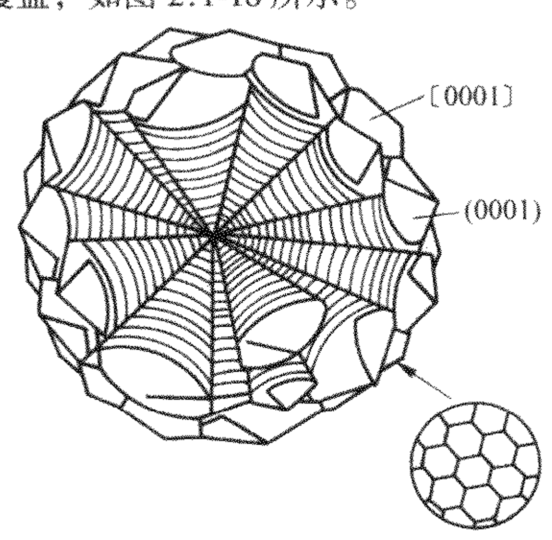


图 2.1-18　球状石墨结构示意图

在球墨铸铁中，除了圆整的石墨球外，还会有其他形式的偏离球状的各种变态石墨。见图 2.1-19～图 2.1-23

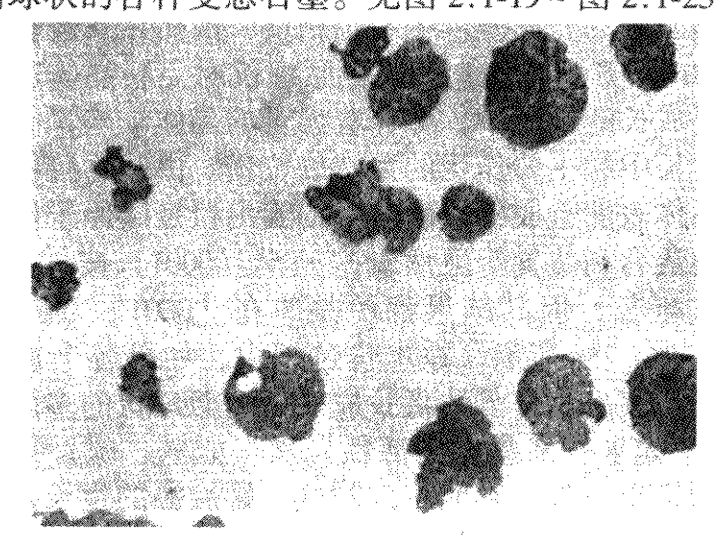


图 2.1-19　团状石墨　×100 未腐蚀

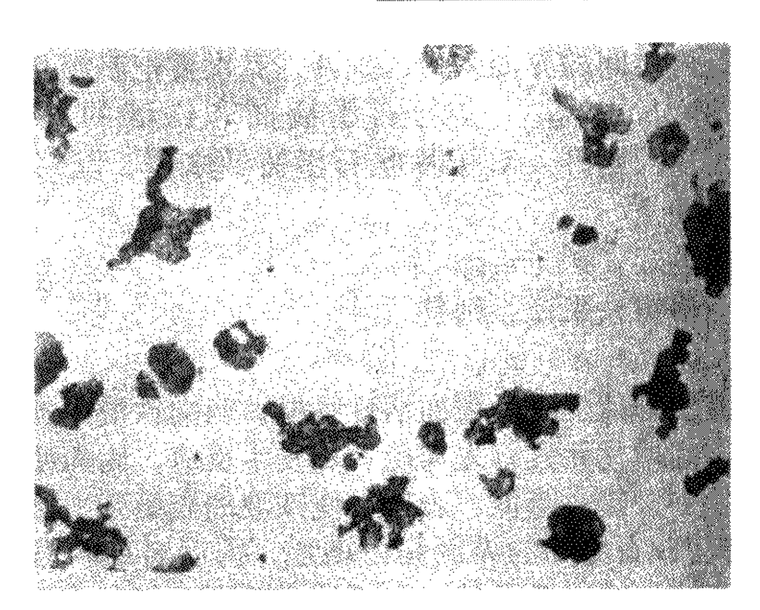


图 2.1-20　团片状石墨　×100 未腐蚀



图 2.1-21　开花状石墨　×100 未腐蚀

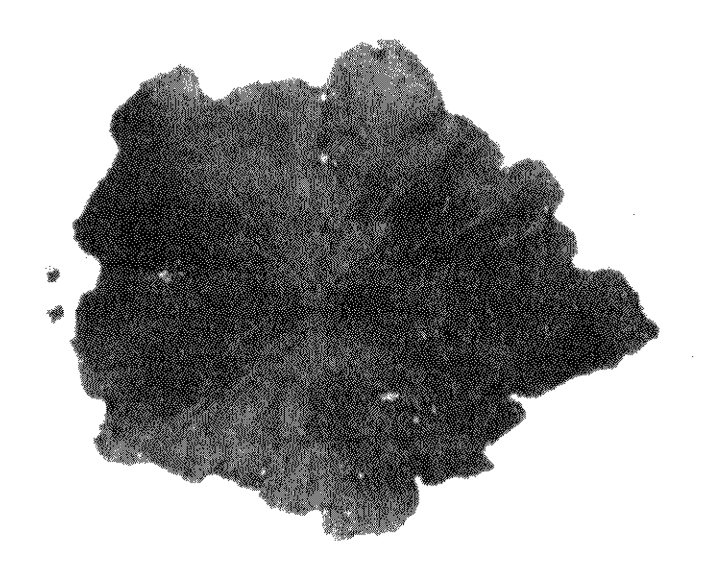


图 2.1-22　石墨球轻度畸变　×400 未腐蚀

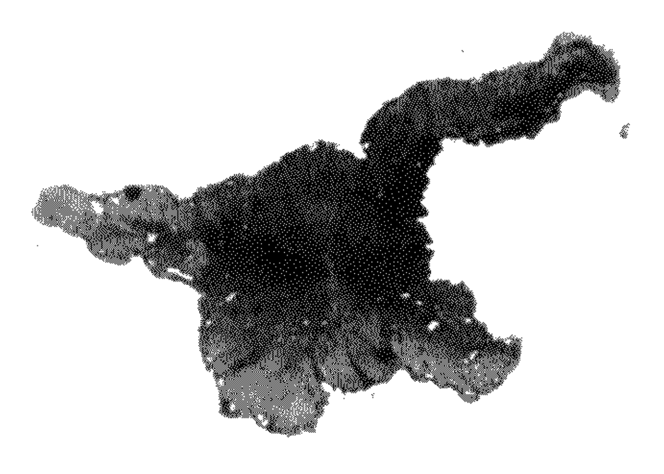


图 2.1-23　石墨球严重畸变　×400 未腐蚀

（2）球状石墨的形成条件

球状石墨生成的两个必要条件是：铁液凝固时必须有较大的过冷度和较大的铁液与石墨间的界面张力。事实证明，加入目前使用的任何一种球化剂（如 Mg、Ce、Y、La 等）都会使铁液的过冷度加大；另外，若采用高纯度铁碳合金或对铁液进行真空处理，也会促使铁液的过冷度增加，因而也可能得到球状石墨。

关于加入球化剂（如 Mg、Ce、Y、La 等）会影响铁液的表面张力问题已比较清楚。但注意要把铁液的表面张力与

铁液和石墨之间的界面张力区别开，其次要把石墨基面和铁液界面张力［$\sigma_{s(0001)-L}$］与石墨棱面和铁液的界面张力［$\sigma_{s(10\bar{1}0)-L}$］区别开。对于片状石墨铸铁来说，其形成条件为：

$$[\sigma_{s(0001)-L}] > [\sigma_{s(10\bar{1}0)-L}]$$

而对于球墨铸铁来说，则是

$$[\sigma_{s(0001)-L}] < [\sigma_{s(10\bar{1}0)-L}]$$

铁液中的硫、氧是表面活性物质，当向铁液中加入球化剂时，这些球化元素首先与硫、氧发生反应，因而使铁液中的含氧量、含硫量降低，表现出使铁液的表面张力升高，同时也使铁液/石墨间的界面张力增加，因而对球状石墨的生成提供了第二个必要条件。但要注意区别开氧、硫二元素的作用。近年来的研究指出，随着铁液中氧电势 E_0 的增高（氧活度降低），铁液凝固后球化率提高，两者之间具有很好的对应关系；然而，球化率和铁液中的活性硫量之间都没有明显的对应关系，因此认为对石墨球化起决定作用的是氧而不是硫，硫只是通过消耗球化元素而起间接地干扰作用。

在工业生产的条件下，为了获得球状石墨铸铁，在铁液中还必须残留有足够的球化元素量，也即必须加入数量足够的球化剂。

目前工业生产中采用的球化剂具有以下的共同特点：

1）与硫、氧有很大的亲和力，生成稳定的反应生成物，显著减少溶于铁液中的反球化元素含量；

2）在铁液中的溶解度很低；

3）可能与碳有一定的亲和力，但在石墨晶格中有低的溶解度。

根据大量的生产实践和理论研究，到目前为止，认为镁是球化剂中最主要的元素。

（3）球墨铸铁的共晶转变

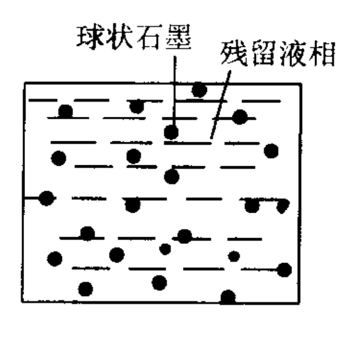
根据目前的研究可以证实，在符合球状石墨形成的铁液中球状石墨的晶核可以从熔体中直接析出，这可通过离心浇注时能分离出石墨球以及厚大件顶面有石墨球的漂浮等现象得到证实。

试验还证实，石墨球的成核可在一定的温度范围内进行。无论在亚共晶或共晶成分的球墨铸铁中，首批小石墨球在远高于平衡共晶转变温度就已形成，这是不平衡条件所造成的，但随着温度的下降，有的小石墨球会重新解体，而有的则能长大成球，随着这一过程的进行，又会重新出现新的小石墨球。

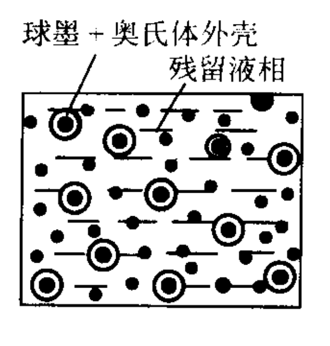
在成核的石墨球中，某些石墨球能在熔体中单独成长至一定尺寸，然后被奥氏体包围，而有的石墨球则很早就被奥氏体包围，形成奥氏体外壳。总之，石墨球的长大，遵循如下过程，即：在熔体中直接析出核心并长大至一定尺寸，而后在其外围形成奥氏体外壳，石墨在奥氏体外壳包围下继续成长。

球状石墨的共晶过程在相当程度上是属于“变态”的共晶凝固过程，通常称之为离异共晶。因为在整个共晶转变的相当长一段时间内，球状石墨和奥氏体两个相析出的格局是：石墨在先，奥氏体在后，两相没有共同的液固结晶前沿，而且在时间和场合上也是分离的。球墨铸铁的共晶凝固过程可用图2.1-24示意地说明。

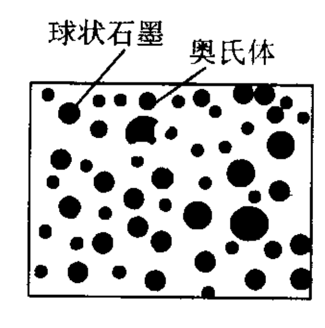
在球墨铸铁的生产过程中，除对铁液进行球化处理外，一般均进行孕育处理以有利于石墨的形核从而获得细小而圆整的石墨球。因此从形核的角度来看球墨铸铁的共晶团数量要比灰铸铁多，再加之球墨铸铁所具有的离异共晶凝固的特点，使共晶团的生长速度受到制约的同时还使共晶团的最终生长尺度受到限制（石墨球进一步长大所需的碳原子要通过包围在其外的奥氏体凝固壳，以及奥氏体外壳的生长使其在与液体的界面上碳含量增加，造成奥氏体生长的困难）。由



(a) 凝固初期



(b) 凝固中期



(c) 凝固完毕

图2.1-24　球墨铸铁共晶凝固过程示意图

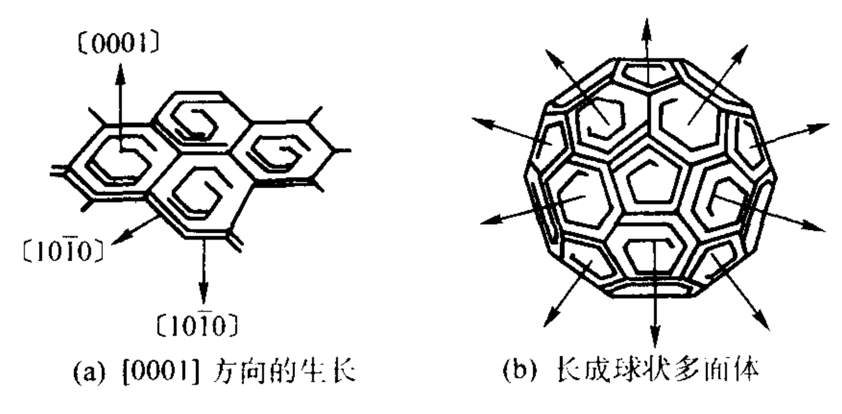
于这两方面的原因，使得球墨铸铁的共晶团尺度要比灰铸铁小得多。通常单位体积中球墨铸铁得共晶团数量要比灰铸铁高50～200倍。

（4）球状石墨的形成机理及球状石墨的变形

有关球状石墨的形成机理虽然进行了长期的试验研究，观察到了许多试验现象并提出了许多理论及假设，这使得人们对关于球状石墨的结构；形成球状石墨的条件；石墨球能够从铁液中直接析出，而且能单独生长；加入球化剂的必要性以及球化剂的作用等方面均有比较一致的认识。但至今尚未有完全成熟的理论和模型能够全面和清楚地描述和解释球墨铸铁生产过程中所出现的所有现象。因此，这方面的研究工作还有待进一步从理论和试验上有所发展。

用扫描电镜和X射线显微分析技术对球状石墨进行仔细观察表明，在球状石墨中心有尺寸约1 μm的外来夹杂微粒，而且认为它们是球状石墨的晶核，这些微粒具有双层结构。在用硅铁镁合金进行球化处理和用硅铁进行孕育处理的球墨铸铁中，石墨晶核的最中心部分由钙和镁的硫化物组成，其尺寸约0.05 μm，晶核的外层则由镁、铝、硅、钛的氧化物组成。在硫化物夹杂和外层氧化物之间，以及外层氧化物和在其上生长的石墨之间，均有一定的晶面对应关系。由此认为，镁、钙等元素在球状石墨晶核形成过程中的作用在于：通过组成这些元素的硫化物和氧化物而去除了熔体中的氧和活性硫；同时，这些元素的硫化物及氧化物夹杂微粒就构成了球状石墨晶核的最中心部分和外层部分物质。

在经镁或铈处理的球墨铸铁中，铸铁熔体和石墨晶体的棱面（$10\bar{1}0$）之间的界面能量高于熔体和石墨晶体基面（0001）之间的界面能量，这就为石墨向［0001］方向的生长奠定了基础。而在含硫较多的灰铸铁中，铸铁熔体和石墨不同的晶面间的界面能量关系则相反，因而在灰铸铁中石墨易向［$10\bar{1}0$］方向生长。但这一原理仅对完整晶体适用，在球状石墨成长的过程中，存在着大量的晶体缺陷，而在球状石墨的生长中起主要作用的是螺旋位错。由于这些位错的存在，在晶体表面造成的螺旋台阶的旋出口是碳原子作为两维晶生长的最有利位置。虽然看来是沿（0001）按［$10\bar{1}0$］晶向螺旋式生长，但其结果都使晶体在［0001］方向得到发展，如图2.1-25a所示。在生长过程中，如果各个螺旋台阶按均势的速度生长，晶体将长成一个近似球状的多面体（图2.1-25b）。如果有某些表面活性元素（如氧、硫）吸附在螺旋台阶的旋出口处，它们将抑制这一螺旋晶的生长，而别处却仍保持一定的速度生长。这时晶体的等轴生长方式将受到破坏，其结果是使球状石墨畸变。



(a) [0001] 方向的生长　(b) 长成球状多面体

图 2.1-25　球状石墨晶体生长示意图

球化元素的作用目前主要在于去除铁液中表面活性元素（氧、硫）对石墨成球状生长的干扰作用，而通常认为氧的干扰作用要大于硫。为了使铸铁中的石墨能够稳定地按球状的形式生长，必须将铁液中硫和氧的反球化作用降到一定程度以下，为此需要在铁液中保持一定的球化元素平衡含量，即适宜的残留量。当上述情况的某一方面没有完全达到时，球状石墨的生长过程就会失去平衡，产生石墨的变形，形成蠕虫状石墨。通常在生产球墨铸铁的过程中，由于球化元素添加的量不足或所加入的球化元素大量烧损使得铁液中残留的球化元素不足，造成球状石墨生长过程的变化，产生蠕虫状石墨。当石墨形态以蠕虫状为主时。所获得的铸铁成为蠕虫状石墨铸铁。

用液淬分析法对蠕虫状石墨的形成过程进行研究后肯定，蠕虫状石墨主要也是在共晶凝固过程中从铁液中直接析出的，最初形态呈小球状或聚集状，经过畸变，并经没有被奥氏体全包围的长出口，在与铁液直接接触的条件下长大而成的。总结出这样一个生长模式：小球墨—畸变球墨—蠕虫状石墨。除此以外，蠕虫状石墨的最初形态也可能呈小片状，然后在界面前沿，由于某些元素的局部富集而逐渐演变成蠕虫状石墨，究竟以什么模式生长，要取决于所添加的球化元素元素在铁液中的浓度。一般来说，浓度大一些时，易按前一模式生长，浓度小时，则有可能按后一模式长大。

蠕虫状石墨与铁液直接接触的生长端与其四周的奥氏体所形成的生长口在二维照片上观察，有凹形、平齐形和凸出形等形态。这表明了蠕虫状石墨的生长速度可小于、等于或大于包围它的奥氏体的生长速度。实际观察凝固过程中的液淬组织表明，以凹形的长出口最为多见，说明它的凝固模式与球墨铸铁和灰铸铁相比稍有差异。

如果蠕虫状石墨以小球状开始长大，此时的结晶取向应为 c 向，在金相照片上可看到蠕虫状石墨的端部外形呈圆钝状，而经热氧腐蚀及离子轰击的扫描电镜照片中，也明显地看到其端部的确呈 c 向生长方式。但就蠕虫状石墨生长的全过程而言，无论从金相照片或扫描电镜观察，似乎蠕虫状石墨生长的主导方向为 a 向。因此，估计在一定的条件下，蠕虫状石墨的成长在 a 向和 c 向上是可以相互转换的。

微区分析表明，稀土元素和镁是通过富集于蠕虫状石墨的生长端部而起蠕化作用的。它们在蠕墨生长端的富集程度，将随着蠕墨生长过程的推移而发生变化，因而改变着石墨沿 a 向和沿 c 向两种生长速度的大小和比例，从而改变着蠕虫状石墨的结晶取向和结构形态。

1.3.3　白口铸铁的凝固结晶

白口铸铁的结晶过程应按照铁－碳相图的亚稳定系，即 Fe-Fe_3C 相图来描述。白口铸铁在组织上和灰铸铁的不同之处在于白口铸铁中的碳是以碳化物的形式出现，而在灰铸铁则以石墨的形式出现。普通白口铸铁的共晶组织由共晶奥氏体加共晶渗碳体组成，称为莱氏体。

渗碳体的晶格结构为复杂的正交晶格（图 2.1-26）。三个轴间夹角 $\alpha=\beta=\gamma=90°$，三个晶格常数 $a\neq b\neq c$（$a=45.235$ nm，$b=50.888$ nm，$c=67.431$ nm）。各层内原子以共价键结合，层间原子则以金属键结合。在 c 轴方向的生长速度要比 a 轴和 b 轴的低，有沿［010］晶向择优生长的特点，因此渗碳体一般也长成片状。在渗碳体的长大过程中，螺旋位错缺陷在新层长大起到一定的作用。同时杂质元素也会促使层状的渗碳体产生许多分支。

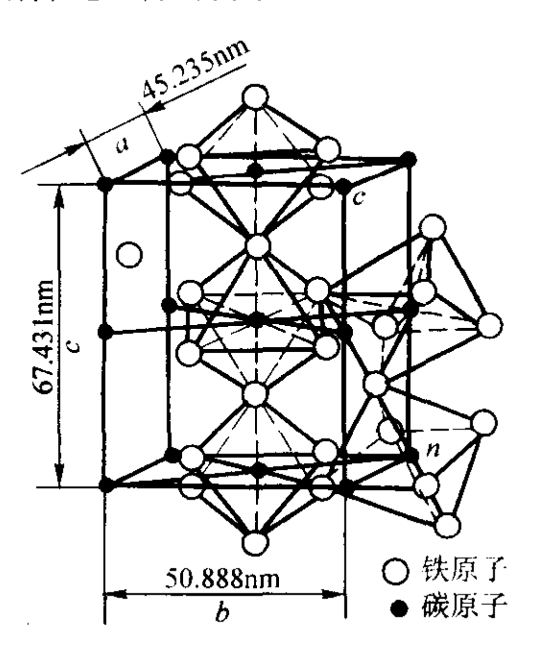


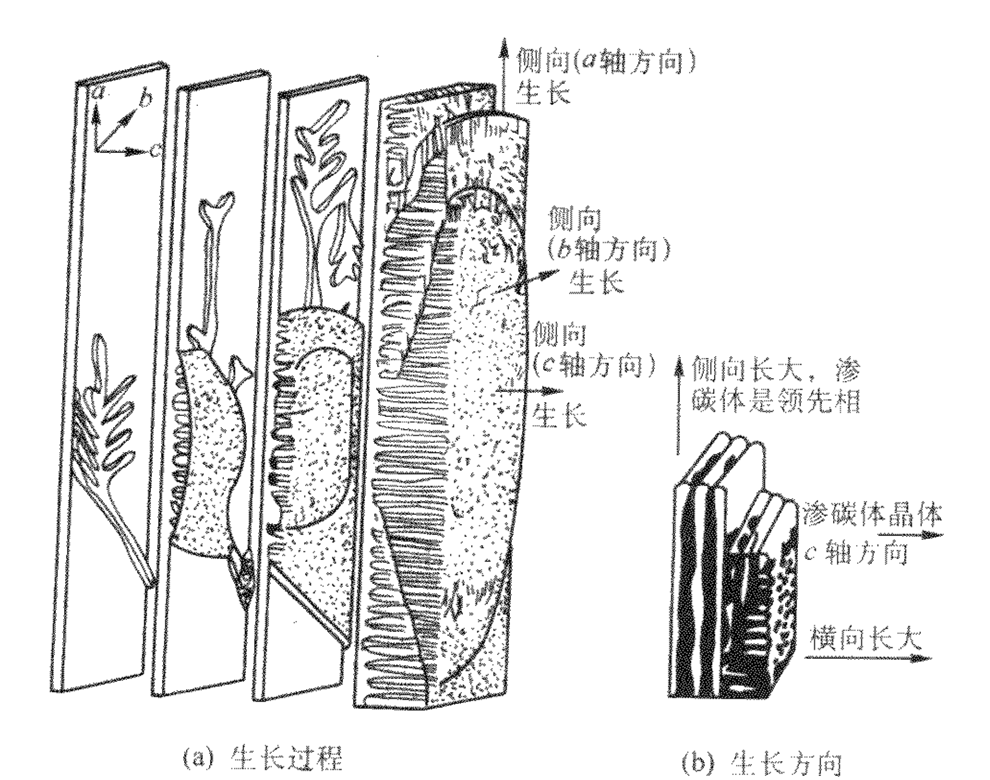
图 2.1-26　Fe_3C 的晶体结构

过共晶白口铸铁的凝固过程从铁液过冷到液相线 CD 以下温度时析出初生渗碳体开始。初生渗碳体以板状的方式生长，随着温度的不断下降，初生渗碳体不断长大，残留的液体成分逐渐接近共晶点 C，当温度进一步下降到亚稳定系共晶温度（ECF）线以下时，发生共晶转变。共晶转变以共晶渗碳体位为领先相，依附在初生渗碳体的边缘上以一定的晶向析出。随着共晶渗碳体的析出并生长，在共晶渗碳体边缘的液体中贫碳，从而为共晶奥氏体的析出创造了条件。

在普通白口铸铁中的共晶转变中，莱氏体中的奥氏体和渗碳体以片状协同生长的方式，同时在侧向上以奥氏体为分隔晶体的蜂窝结构长大。即共晶渗碳体的（0001）面是共晶团的基础，排列得很整齐的奥氏体心棒沿［001］方向嵌入渗碳体基体，形成蜂窝状共晶团。但在最初，共晶团并不具有规律的蜂窝结构，常在渗碳体团之间生长着奥氏体的片状分枝，它们逐渐地变成为杆状。这个转化与共晶结晶前沿的杂质富集有关，所形成的成分过冷非常适宜于凸出部分的长大。但由于渗碳体的各向异性结构，不大可能在［001］方向有分枝的成长，而奥氏体则可能在垂直于共晶团基面的方向发生分枝。奥氏体的长大使周围液体富碳，促使渗碳体又在奥氏体分枝之间生长，使奥氏体形成为被分隔开的晶体，这就是所谓莱氏体的侧向生长（见图 2.1-27），最后，在连续的渗碳体基体中构成蜂窝状的共晶体。

亚共晶白口铸铁的初生相为初生奥氏体，在液相线 BC 以下温度自液相中析出。和灰铸铁一样，初生奥氏体以树枝状形式生长，形成以散热方向为主要方向的树枝状晶粒。随着温度的下降，奥氏体晶粒不断长大，残留液相的成分逐渐富碳而接近 C 点的共晶成分。至 ECF 线以下温度，发生共晶转变。和过共晶白口铸铁不同的是，由于共晶转变的领先相是共晶渗碳体，因此共晶形核时在液体中存在的初生奥氏体无法为共晶渗碳体的形核创造条件，共晶渗碳体只能在初生奥氏体树枝晶间的液体中依靠其他条件形核，生长到一定程度后，由于共晶渗碳体周围的液体贫碳，为共晶奥氏体的析出创造了条件，从而进入共晶生长阶段。图 2.1-28 ~ 图 2.1-30 分别是亚共晶、共晶和过共晶白口铸铁的金相组织，可以清楚地看到初生奥氏体的树枝状形貌和初生渗碳体粗大的带锯齿状形态。

在普通白口铸铁中，渗碳体共晶组织不仅可以是莱氏体



(a) 生长过程　　(b) 生长方向

图2.1-27　共晶莱氏体生长过程示意图

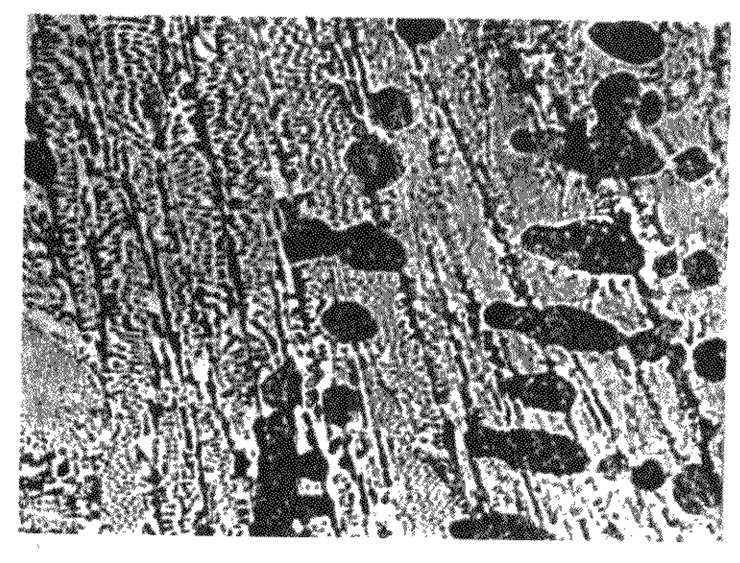


图2.1-28　亚共晶白口铸铁的金相组织　×100



图2.1-29　共晶白口铸铁的金相组织　×100

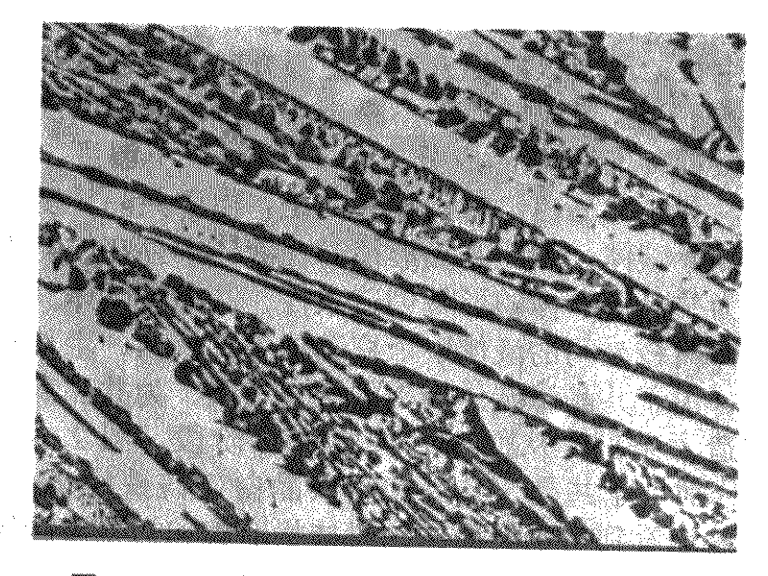


图2.1-30　过共晶白口铸铁的金相组织　×100

型，而且也可以是板条状渗碳体型。前者一般在过冷度较小的条件下形成，如果在过冷度较大的条件下凝固，则趋向于形成板条状渗碳体，此时共晶生长以片状渗碳体和奥氏体呈分离的形式进行，也是一种离异型的共晶组织。这种板条状渗碳体共晶组织的白口铸铁比具有莱氏体共晶组织的白口铸铁有较高的性能，特别是韧性。

合金元素的添加，可以改变白口铸铁中碳化物的生长方式和形态。例如，在铬系白口铸铁中，低铬铸铁中的碳化物是渗碳体型，为正交晶型，呈表面带有规则沟槽的连续片状，而随铬含量增加到一定程度（w（Cr）为12%以上），高铬铸铁中的碳化物呈（Fe、Cr)$_7$C$_3$型，具有六方、斜方和菱形三种晶型，在二维状态下呈孤立的空心杆状和板条状。

如果向低铬白口铸铁中加入稀土元素，则随着稀土元素的浓度达到一定量时，共晶凝固时的领先相由基本上是碳化物变成基本上是奥氏体；碳化物由表面平整的板状变为波纹状表面，并带有分枝的结构；碳化物的长度变短，宽度变窄；有相当一部分板状碳化物转变成板条状和杆状；同时碳化物有明显的细化，这说明稀土元素对低铬白口铸铁的共晶转变具有明显的影响（见图2.1-31)。而含w（Cr）为20%的高铬铸铁的共晶凝固则与低铬铸铁不同，即使在不含稀土元素的情况下，也主要是奥氏体为领先相。加入稀土元素对共晶生长时的领先相、领先程度及碳化物的形貌没有明显的影响，但使碳化物有所细化。

通过添加合金元素、孕育处理和其它工艺方法改变白口铸铁中碳化物生长条件和形态的研究对于提高白口铸铁的韧性具有重要的意义，有关这方面的理论和试验研究工作还有待于以后进一步深入。

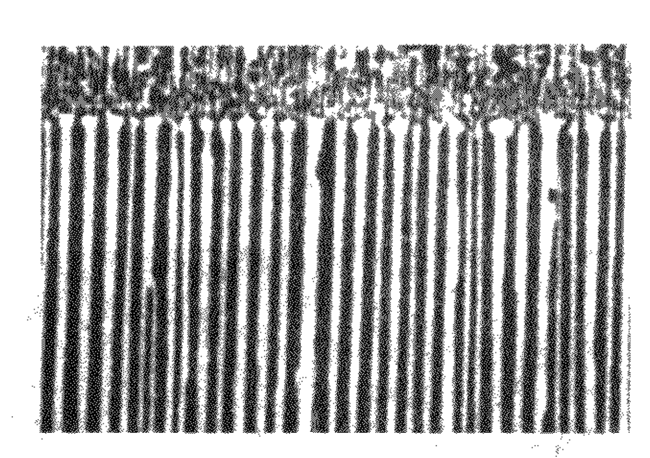
1.3.4　磷共晶的形成

通常在铸铁中总含有一定数量的磷，磷在铸铁中是一个容易偏析的元素。铸铁中w（P）为0.05%时，便有可能在铸铁中形成磷共晶组织。磷共晶常以不连续网状或孤岛状的形式分布于原共晶团间的位置。对于大多数铸件来说，磷共晶会增加铸件的脆性，被认为是铸铁中应限制的元素（但在某些减摩铸铁中，则往往有意识地加入磷，其目的是利用磷共晶的耐磨性)。二元磷共晶是αFe与Fe_3P的共晶混合物，硬度为750~800HV。三元磷共晶是由αFe+Fe_3P+Fe_3C组成，硬度为900~950HV。由于后者比前者更硬而脆，因而容易从基体上剥落下来，成为磨料，加速磨损，所以铸铁中的含磷量以及控制三元磷共晶的出现是人们关心的问题。

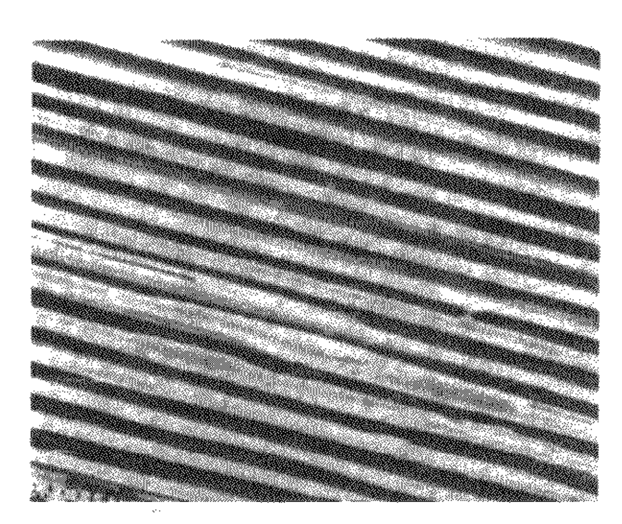
对于铸铁中磷共晶的形态、组成、形成过程及其对力学性能的影响，曾作过不少研究，但对某些问题还存在一定的分歧，特别是关于二元磷共晶及三元磷共晶形成机理的看法上还存在一定的分歧。但研究磷的偏析情况则是搞清磷共晶形成的首要任务。

通过对含w（C）=3.1%、w（P）=0.11%、（w（Mn）=0.62%=%、w（Si）=2.49%、w（S）=0.022%、w（Ni）=0.18%、w（Cr）=0.42%）的灰铸铁件中的磷共晶进行电子探针分析结果进行数据处理及修正，同时对磷共晶部位进行X射线面分布扫描分析后，发现在整个磷共晶部位有磷、锰、铬的富集，而且磷的分布很不均匀。

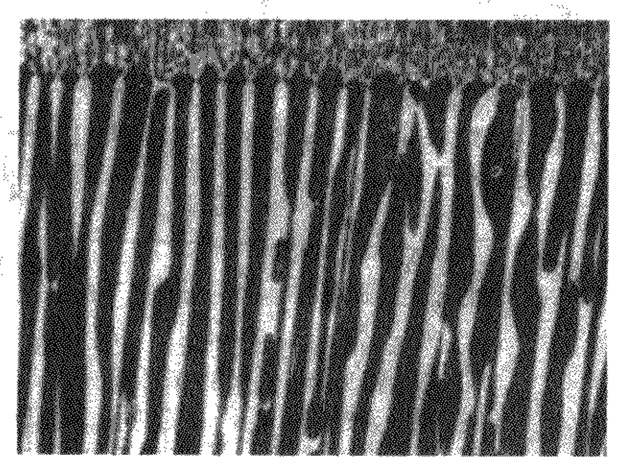
表2.1-7是磷共晶的电子探针定量分析结果。数据表明，磷的偏析及不均匀性严重。在w（P）=0.11%灰铸铁的磷共晶中，磷的质量分数可高达8.23%~11.29%。在有颗粒状的奥氏体转变产物的部位，磷的含量要低些，质量分数为8.23%（2点），在其他部位则高些。磷的偏析系数高达51.4~70.6。此外，铬和锰也形成正偏析，富集于磷共晶区内，而硅则是反偏析元素，因而含量很低（富集于先前形成的奥氏体中）。



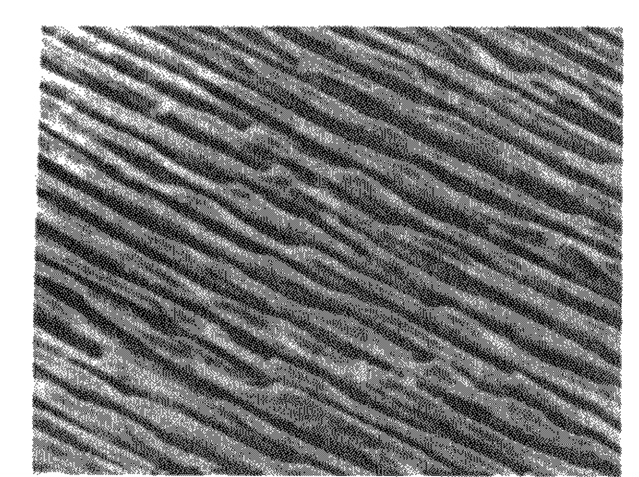
(a) 不含稀土试样
的纵剖面组织 ×500



(d) 不含稀土试样
的SEM照片 ×650



(c) 加入质量分数为0.5%的纯稀土
元素试样的纵剖面组织 ×500



(d) 加入质量分数为0.5%的纯稀土
元素试样的SEM照片 ×650

图 2.1-31 稀土元素变质处理对低铬白口铸铁共晶凝固的影响

表 2.1-7 磷共晶的电子探针分析结果

测试部位	元素含量（质量分数）/%							磷的偏析系数 SR①
	Fe	Si	Mn	P	Ni	Cr	剩下值 C	
1点	82.91	0.12	1.92	10.54	0.00	2.70	1.81	65.9
2点	86.09	0.17	1.97	8.23	0.01	2.90	0.63	51.4
3点	82.95	0.13	1.43	11.29	0.01	2.51	1.39	70.6
珠光体区	95.24	2.11	0.82	0.16	0.09	0.40	1.19	—

① SR = 磷共晶中 w（P）/珠光体中 w（P）。

对于二元和三元磷共晶的形成，有资料认为：根据图2.1-32（Fe－C－P三元相图的富铁端投影图，这个图是采用直角坐标，以不同比例的方式表示成分的），从该图可以看出：在平衡条件下，位于 *QDR* 三角形内的成分将发生三相共晶转变，析出 $Fe_3C+Fe_3P+\gamma$ 三元磷共晶，三元共晶点为 E_T，温度为950℃。位于 *QFGT* 四边形内的成分将发生四相平衡的包晶转变，进行 $L+\alpha \rightarrow Fe_3P+\gamma$ 转变，析出 $Fe_3P+\gamma$ 二元磷共晶，包晶点为 *T*，温度为1 005℃。当成分位于 *QDT* 三角形内时，将先转变析出二元磷共晶，然后液相成分沿 TE_T 线移动到三元共晶点 E_T，析出三元磷共晶。

如以上述铸铁试样为例，它的平衡成分为 w（C）＝3.1%，w（P）＝0.11%，位于 *QDR* 三角形之外，因此，在平衡条件下，既不能进行三元共晶转变，更不能进行包晶转变。显然，上述试样中的磷共晶是不平衡条件下的产物，是完全由于磷的严重偏析造成的。

表2.1-7中三个点测定的磷量分别为 w（P）＝10.54%，w（P）＝8.23%，w（P）＝11.29%，而且碳含量都很低，分别为 w（C）＝1.81%，w（C）＝0.63%，w（C）＝1.39%。因此，实际上最后凝固的这部分铁液的成分已远离平均成分，移到了相图的左下角区。其中2点成分位于 *QFGT* 四边形内，是包晶转变的结果，此时直接得到二元磷共晶。1点及3点的成分则位于 *QDR* 三角形内，将进行三元共晶转

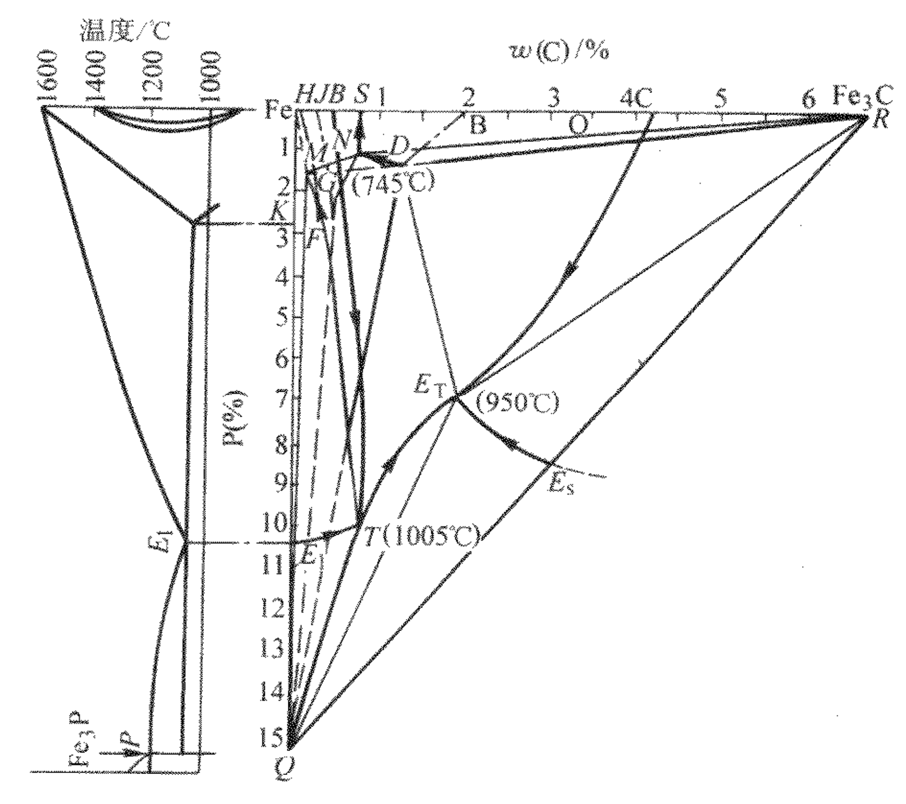
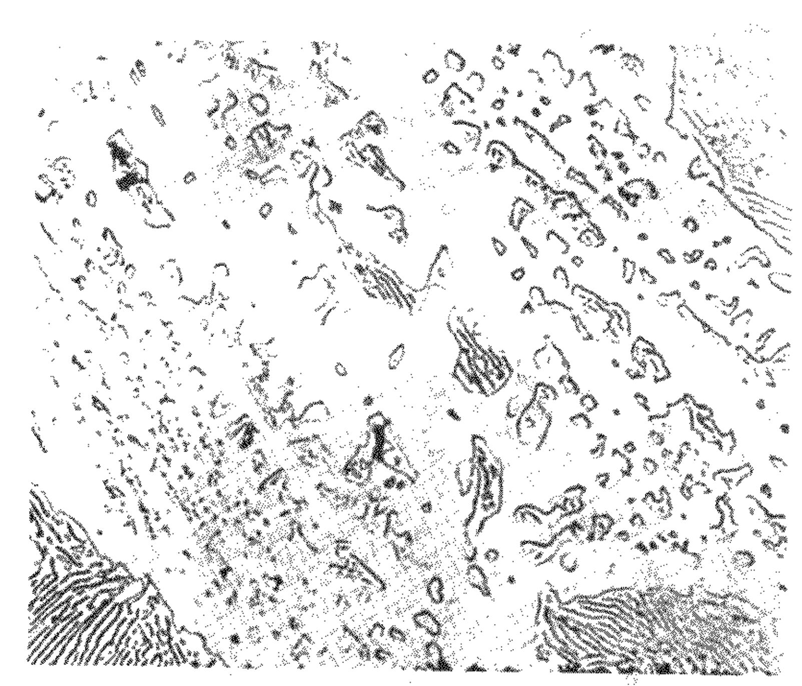


图 2.1-32 Fe－C－P三元系富铁端投影图

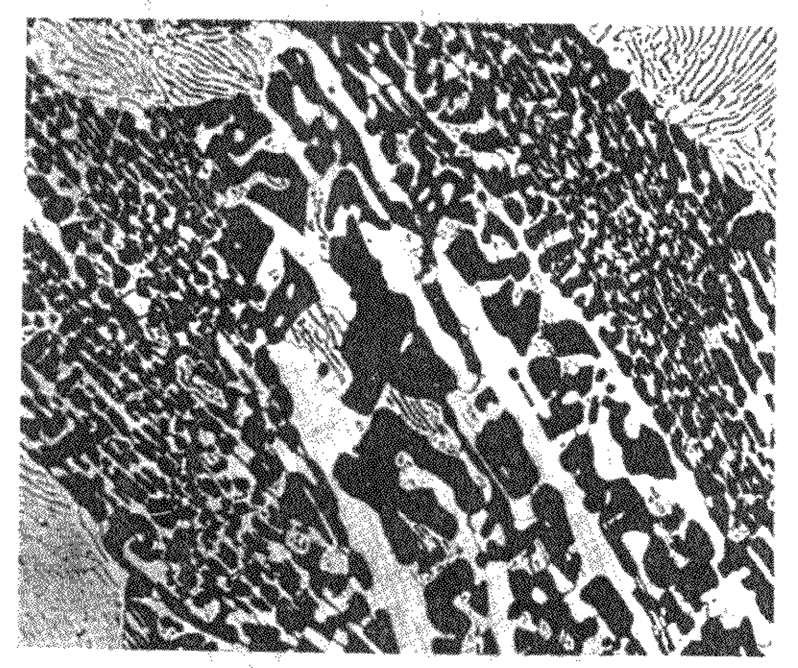
变而形成 $\gamma + Fe_3P + Fe_3C$ 三元磷共晶。

根据这样的分析，铸铁中的二元磷共晶可在凝固过程中直接析出，而不像文献中指出的那样认为是由三元磷共晶中的 Fe_3C 分解而形成。

二元磷共晶及三元磷共晶在显微镜下，用一般常用的硝酸酒精侵蚀法是很难加以区分的，因为 Fe_3C 及 Fe_3P 都呈白色。如果用碱性高铁氰化钾侵蚀，则可使 Fe_3P 变黑，但 Fe_3C 并不着色，因而可区分开磷共晶中有无 Fe_3C 存在，这样可鉴别磷共晶的类型（见图 2.1-33）。如用碱性苦味酸钠煮，Fe_3P 不着色，Fe_3C 变黑，也可达到鉴定的目的。



(a) 在白色 Fe_3P（和 Fe_3C）基本上分布由 γ 相转变而成的珠光体，是否为三元磷共晶有待证实



(b) 用Murakami试剂 [10 $gK_3Fe(CN)_6$，10 gKOH，100 mL水] 70℃煮90 s后，Fe_3P 经腐蚀后变黑，Fe_3C 仍为白色，γ 相转变而成的珠光体不变，证明是三元磷共晶

图 2.1-33　铸铁中三元磷共晶的鉴别

1.4　连续冷却过程铸铁的固态相变

在铸铁的共晶凝固完成后，铁液已完全转变成固体，随着温度的进一步降低，将发生故态相变过程。正确掌握和了解凝固后连续冷却时产生的固态相变过程，对于分析室温出现的铸态组织具有重要的意义。

在凝固完成后的进一步冷却过程中，按照温度的不同，将先后发生两个阶段的组织变化，即：奥氏体中碳的脱溶及共析转变。

1.4.1　奥氏体中碳的脱溶

普通成分的铸铁，共晶转变后组织为 w（C）$= 2.10\%$ 的奥氏体加石墨。如继续冷却，奥氏体中的含碳量将沿 $E'S'$ 线（图 2.1-1）减小，析出的碳以二次石墨的形式析出。如为白口铸铁，由于共晶转变时按亚稳定系转变，则此时一般也按亚稳定系析出二次渗碳体。在固态连续冷却的条件下，析出的高碳相往往不需要重新形核，而只是依附在原来的共晶高碳相上。如对于灰铸铁来说，由奥氏体脱溶而析出的二次石墨就堆积在共晶石墨上。因此，在这一过程中所形成的二次石墨和二次渗碳体，从室温组织上很难和在凝固过程中形成的石墨或渗碳体加以区别。

1.4.2　共析转变

共析转变属固态相变，由于在固体中原子扩散缓慢，其转变速度要比共晶凝固速度低得多，故共析转变经常有较大的过冷，甚至完全被抑制。

当奥氏体冷却至共析温度以下，并达到一定的过冷度后，就开始共析转变。共析转变是决定铸铁在室温基体组织的重要环节。

和共晶转变一样，共析转变也往往按成对长大的方式进行，即两个固体相 α 与 Fe_3C 相互协同地长大（见图 2.1-34）。成对相的组织通常由交替的 α 和 Fe_3C 片组成，而且一般在 α 和 Fe_3C 晶体之间的公共界面上存在着择优的位向关系。

由铁素体和渗碳体片交替组成的共析组织，称为珠光体。因此，以下主要讨论珠光体的形成过程。

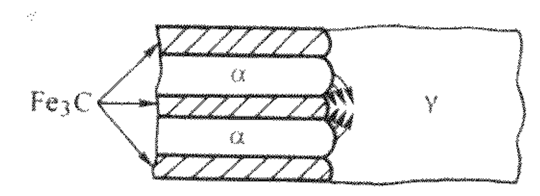
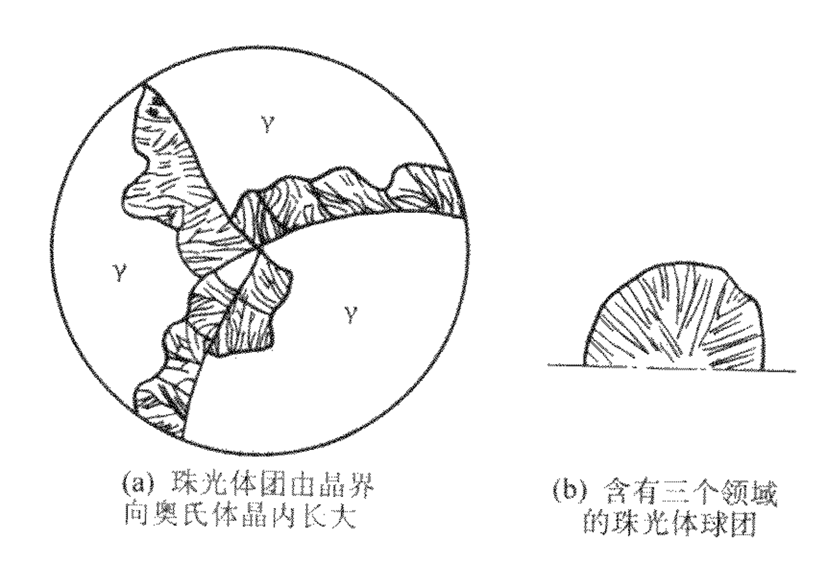


图 2.1-34　珠光体长大时碳的扩散

1）形貌　普遍地观察到珠光体组织在母相（γ 相）的界面上形核，并以球团状晶粒向母相内长大（图 2.1-35a）。每个珠光体团由多个结构单元组成，在每个结构单元中，大部分片层是平行的。这些结构单元一般叫珠光体领域（见图 2.1-35b）。往往观察到珠光体团只向相邻晶粒中的一个晶粒内长大（图 2.1-35a）。



(a) 珠光体团由晶界向奥氏体晶内长大　　(b) 含有三个领域的珠光体球团

图 2.1-35　珠光体长大示意图

共析组织除层片状结构外，也有例外，例如粒状珠光体。

2）形核　在铸铁中究竟哪个相先析出成为珠光体的核心，尚未见确切报道和试验结果。从铸铁实际情况分析，到达共析温度后，铸铁中除奥氏体外，尚有石墨（灰铸铁）或共晶渗碳体（白口铸铁）两种情况，因而可推论，在不同情况下可能也会有不同的相先析出。如对于白口铸铁，共析转

变时可能由 Fe_3C 作为领先相析出，而对于灰铸铁，则先由奥氏体中发生碳的脱溶，然后析出铁素体，进而进入共析阶段。这可由石墨边上常有一薄层铁素体以及 D 型石墨铸铁往往易得大量铁素体基体而得到间接地证实。

共析转变常在奥氏体的界面或奥氏体/石墨界面上形核，先析出的领先相和奥氏体之间有一定的晶体学位向关系。一个相形成后，其邻近的奥氏体中碳的浓度将发生改变，引起碳原子的界面扩散，为第二相的析出创造了条件，由于铁素体和渗碳体存在着晶体学位向关系，因而认为珠光体转变时这种形核方式是可信的。

3）生长　一旦渗碳体或铁素体从奥氏体界面上并向奥氏体相内生成后，就开始生长。在渗碳体或铁素体同时生长的过程中，各自的前沿和侧面分别有铁和碳的富集。在生长前沿产生溶质元素的交替扩散，使晶体生长。生长时不但有向前生长，而且有通过搭桥或分枝的方式沿其侧面交替地生长，形成新片层，最后形成团状共析领域。在一个共析领域中，所有铁素体和渗碳体片分别属于两个彼此穿插的、有一定位向关系的单晶体。

共析转变时还有一个特点，即：先析出的领先相虽然长自与晶核有位向关系的某个奥氏体晶体，但却长入与它们无特定位向关系的另一个奥氏体晶粒中（见图 2.1-35a）。

共析转变产物的层片间的间距与转变温度有关，转变温度降低，其层片间距变小。因而随转变温度下降，转变产物由粗片状的珠光体逐渐过渡到细片状珠光体（索氏体）及极细片状珠光体（托氏体）。

共析转变的速率也随转变温度的不同而改变。过冷度增大会使共析领域生长加快，但是扩散系数却随温度的下降而减小，所以共析转变的速率并不随温度的下降而单调地增高，低于一定温度后就转为减慢，故其等温转变曲线具有 C 形曲线的特征。

在一般成分的或低合金灰铸铁中，共析转变主要是珠光体转变，但在蠕墨铸铁、D 型石墨灰铸铁以及铸态铁素体球墨铸铁中的共析转变则有其自己的特点。其中一个共同而主要的原因是其共晶石墨的特点（分枝频繁、细化石墨量较多、石墨球较细等），影响到共析转化过程。由于石墨和奥氏体的界面增多且密集，奥氏体中的碳极易脱溶而堆积到共晶石墨上，而奥氏体中的碳扩散出去后就很容易在在奥氏体或奥氏体/石墨的界面上析出铁素体的核心，随着过程的进行，不断析出石墨及铁素体，使最后的基体成为铁素体为主的组织。这些铸铁大多数都有硅较高、锰较低的特点。因此，共析转变的平衡温度较高，更有利于扩散过程的进行，因而更易得到基体以铁素体为主的铸铁。

如果铸铁在完成凝固过程后很快冷却至较低的温度，共析转变来不及进行，则有可能获得贝氏体或马氏体基体的铸铁组织。但由于凝固过程存在的严重的成分偏析，这种在铸态连续冷却情况下所获得的过冷组织往往很不均匀，性能也难以保持稳定。因此，为获得性能稳定的贝氏体或马氏体基体的铸铁，往往采用热处理的方法。有关热处理过程的基本组织变化，参见球墨铸铁中的有关章节。

1.5　影响铸铁铸态组织的主要因素

对于一般铸铁的组织而言，共晶凝固时的石墨化问题和共析转变时的珠光体转变是两个非常关键的环节。对其重要影响的因素主要有铸件的冷却速度、化学成分、与形核能力有关的因素、铁液中的气体以及炉料特征和铁液的纯净度。

1.5.1　冷却速度的影响

当铸铁的化学成分一定时，改变铸铁共晶阶段的冷却速度，可在很大的范围内改变铸铁的铸态组织，可以是灰铸铁，也可以为白口铸铁。改变共析转变时的冷却速度，其产物也会有很大的变化，可以从很细的片状珠光体到粗片状珠光体、珠光体加铁素体一直到全部为铁素体的基体组织。图 2.1-36 示意地表示了冷却速度增大后所造成的影响，图中 T_{EG} 相当于稳定系的平衡共晶温度，T_{EC} 相当于形成莱氏体的亚稳定系的平衡共晶温度。随着冷却速度的增加，铁液的过冷度增大（见图 2.1-36a→图 2.1-36d），共晶反应平台离亚稳定系形成莱氏体共晶线的距离越来越近，说明铸铁的白口倾向越来越大。如果共晶过冷温度低于压稳定系共晶线，或最后凝固的部分铁液进入亚稳定区凝固，则铸件最后的组织中将出现自由状态的共晶渗碳体。假如再考虑偏析因素，形成碳化物的元素在残留铁液中有富集，硅量则较低，因而使形成莱氏体的共晶温度升高，从而使得在共晶团边界处形成碳化物的倾向更为增大，如图 2.1-37、图 2.1-38 所示。

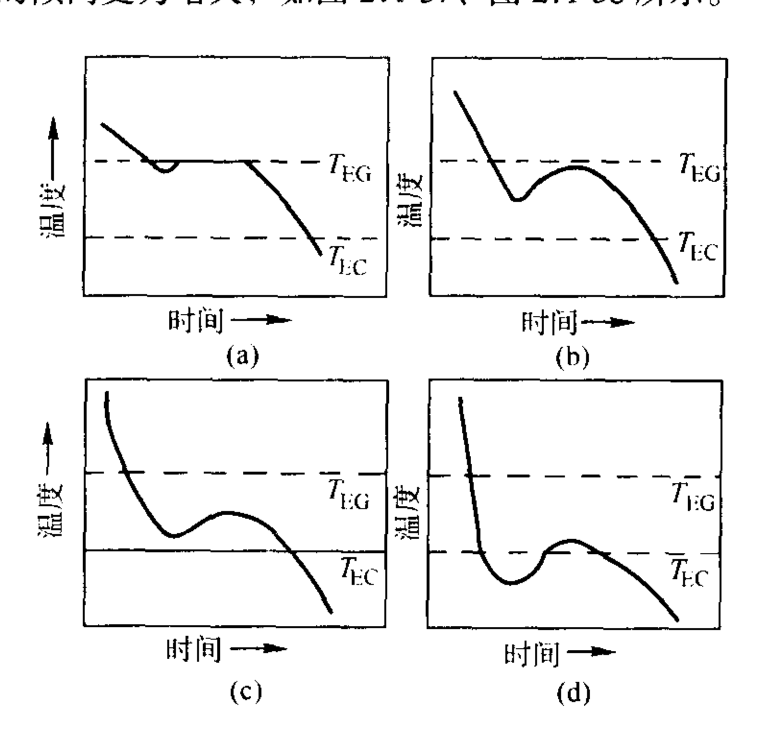


图 2.1-36　冷却速度对铸铁凝固组织的影响示意图

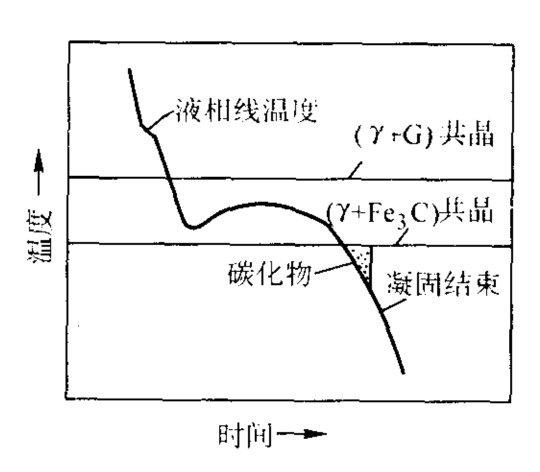


图 2.1-37　形成晶间碳化物的示意图

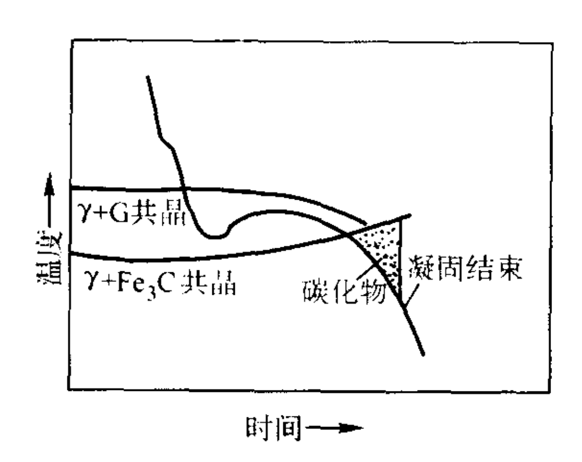


图 2.1-38　有元素偏析存在时形成晶间碳化物倾向增大的示意图

在生产实际中，冷却速度通常以改变铸件壁厚、铸型条件以及浇注温度等因素加以控制。

当其他条件相同时，铸件越厚，冷却速度越慢。因此，在灰铸铁件的厚壁处容易出粗大的片状石墨片，球墨铸铁就会出现球径很大的石墨球；在共析转变时则有转变成铁素体的倾向。随铸件壁厚逐渐变薄，由于冷却速度相应增大，可

以形成较细的片状石墨或石墨球变小，共析转变时大多呈珠光体基体；当铸件逐渐变薄到一定程度，过冷加大，则会出现过冷石墨（D型石墨），共析转变会出现大量铁素体，使铸铁的强度、硬度降低。如铸件的壁厚继续减薄，则共晶凝固会进入亚稳定共晶凝固区，出现共晶渗碳体组织，而共析转变也随之转变成珠光体。因此，在成分相同的条件下，灰铸铁的力学性能随铸件壁厚而变化。

铸件的几何形状比较复杂，壁厚差别也较大，很难简单地用一个壁厚来进行分析和比较。因此根据传热学原理，在铸件工艺设计中提出了铸件模数 M 的概念：

$$M = V/S$$

式中，V 为铸件体积；S 为铸件表面积。

M 值表示单位面积占有的体积量，因此 M 值的大小在一定程度上体现了铸件的散热能力。M 值越大，冷却速度越小；反之，冷却速度越大。

浇注温度对铸件的冷却速度略有影响，如提高浇注温度，则在铁液凝固以前把型腔加热到较高温度，降低了凝固时铸铁通过型壁向外散热的能力，所以延缓了铸件的冷却速度，既可促进共晶阶段的石墨化，又可促进共析阶段的石墨化。因此，提高浇注温度可稍使石墨粗化。但浇注温度可供调节的幅度不大，因此实际生产中很少采用调节浇注温度的办法来控制铸铁的组织。要注意的是，浇注温度和铁液的过热温度是两个不同的概念，应加以区分。

不同的铸型材料具有不同的导热能力，因而能导致铸件不同的冷却速度。干砂型导热较慢，湿砂型导热较快，金属型更快，而石墨型最快。对于铸铁件来说，和导热能力快的铸型接触表面往往会由于激冷而出现白口组织。表 2.1-8 为铸铁件在不同铸型中的平均冷却速度，因此在设计铸铁件成分时必须考虑铸造时所用铸型的材料。反之，可利用各种导热能力不同的材料来调整铸件各处的冷却速度，如用冷铁加快局部厚壁部分的冷却速度，用热导率低的材料减缓某些薄壁部分的冷却速度，以获得所需的组织。

表 2.1-8 铸铁件在不同铸型中的平均冷却速度

试棒直径/mm	铸件平均冷却速度/$℃\cdot min^{-1}$		
	湿砂型	干砂型	预热砂型（200~400℃）
30	20.5	12.0	9.1
300	1.7	1.2	0.5

1.5.2 化学成分的影响

普通铸铁中主要有碳、硅、锰、磷、硫五大元素，其中，碳、硅是最基本的成分；锰含量一般较低，影响不大；磷、硫常被看作是杂质，除在减摩铸铁中，经常加入一定量的磷外，常加以限制。其实除五大元素外，在所有的铸铁中均含有少量的氮、氢、氧，许多铸铁中还含有微量的钒、钛、铝、铋、锑、砷、锡、锌等元素，这些元素如不是有意加入的，则也认为是杂质。但为了改善铸铁的某些性能，常有目的地加入一些合金元素，如超过常量的硅、锰、磷以及一定量的铜、铬、钨、钼、镍、钒、钛、硼、铝、锡、锑等元素。因此，工业上使用的铸铁实际上是一种以铁、碳、硅为基础的十分复杂的多元合金、其中每个元素对铸铁的凝固结晶和性能均有一定的影响和作用。

1）各元素在铸铁中存在的状态　在平衡条件下，铸铁中各元素存在的状态，简要地列于表 2.1-9 中。

表 2.1-9 铸铁中各元素存在的状态

固溶于基体中	Si	全溶于奥氏体或铁素体中
	Mn、Ni、Co	可全溶于奥氏体
	P、S	在奥氏体中溶解度极低
	Al	质量分数 < 8% ~ 9% 及 20% ~ 24% 时，可进入固溶体，表现为对石墨化有利
组成碳化物	强碳化物形成元素	V、Zr、Nb、Ti 形成各自的碳化物
	中强碳化物形成元素	Cr、Mo、W 大部分溶入渗碳体形成 $(FeCr)_3C$、$(F_eW)_6C$ 等复合碳化物
	弱碳化物形成元素	Mn 分别溶解于奥氏体及碳化物，形成 $(FeMn)_3C$
	Al	质量分数为 10% ~ 20% 时形成 Fe_3AlC_3，质量分数大于 24% 时形成 Al_4C_3
形成硫化物、氧化物及氮化物等夹杂物	S	形成 FeS、MnS、MgS、FeS-MnS、FeS-Fe 等
	V、Ti、Ca、Mg 等	形成各自的硫化物、氧化物和氮化物
	P	形成 Fe_3P 组成磷共晶
纯金属相	Cu、Pb	超过溶解度后，以微粒状态存在于基体中

2）常见元素对铁—碳相图上共晶温度的影响　表 2.1-3 列出了常见合金元素在一般含量范围内对铁-碳双重相图上各临界点的影响趋势及数据。图 2.1-39 为常见元素对共晶温度的影响趋势。值得注意的是，某些元素对稳定系及亚稳定系中共晶温度的影响，不但程度不同，而且方向相反，如图 2.1-40 中的铬、镍和硅便有这样的作用。

由图 2.1-39 可见，镍、硅量的增加扩大了两个系统的共晶温度间隔，铬和硫则缩小了此温度间隔。由于在此温度间隔内，只可能按稳定系进行共晶转变，析出石墨/奥氏体共晶，不可能析出渗碳体，故凡扩大这一间隔的元素如镍、硅等，将促进共晶转变时析出石墨。相反，缩小这一温度间隔的元素如铬、硫等，将阻止石墨的析出，促使共晶转变按亚稳定系进行。

3）化学成分对石墨的影响　表 2.1-10 列出了各元素对铸铁石墨化能力的影响。而各元素对铸铁中石墨形状、分布的影响定性地列于表 2.1-11。实际上各元素对铸铁的石墨化能力的影向较为复杂，其影响与各元素本身的含量以及与其他元素发生作用有关，如 Ti、Zr、B、Ce、Mg 等都阻碍石墨

化，但其含量较低时（如 w（B、Ce）<0.01%，w（Ti<0.08%），它们又表现出有促进石墨化的作用。

4）各元素对金属基体的影响　各元素对基体的影响主要表现在对铁素体和珠光体的相对数量和珠光体弥散度的变化。某些合金元素加入量多时，由于奥氏体的稳定性大为提高，可抑制珠光体转变而出现奥氏体的中温或低温转变产物，甚至保留奥氏体至室温而成为奥氏体铸铁。

表2.1-12汇总了常见合金元素对铸铁基体的影响

5）常用合金元素的具体作用　从对共晶凝固时的石墨化作用；对临界转变温度；对奥氏体的稳定性；能否细化珠光体，或出现其他组织以及各元素在铸铁中的常用含量等各方面进行分析，将各常用元素的具体作用汇总于表2.1-13。

图2.1-39　合金元素对Fe-G、Fe-Fe_3C共晶温度的影响

↑表示提高；↓表示降低

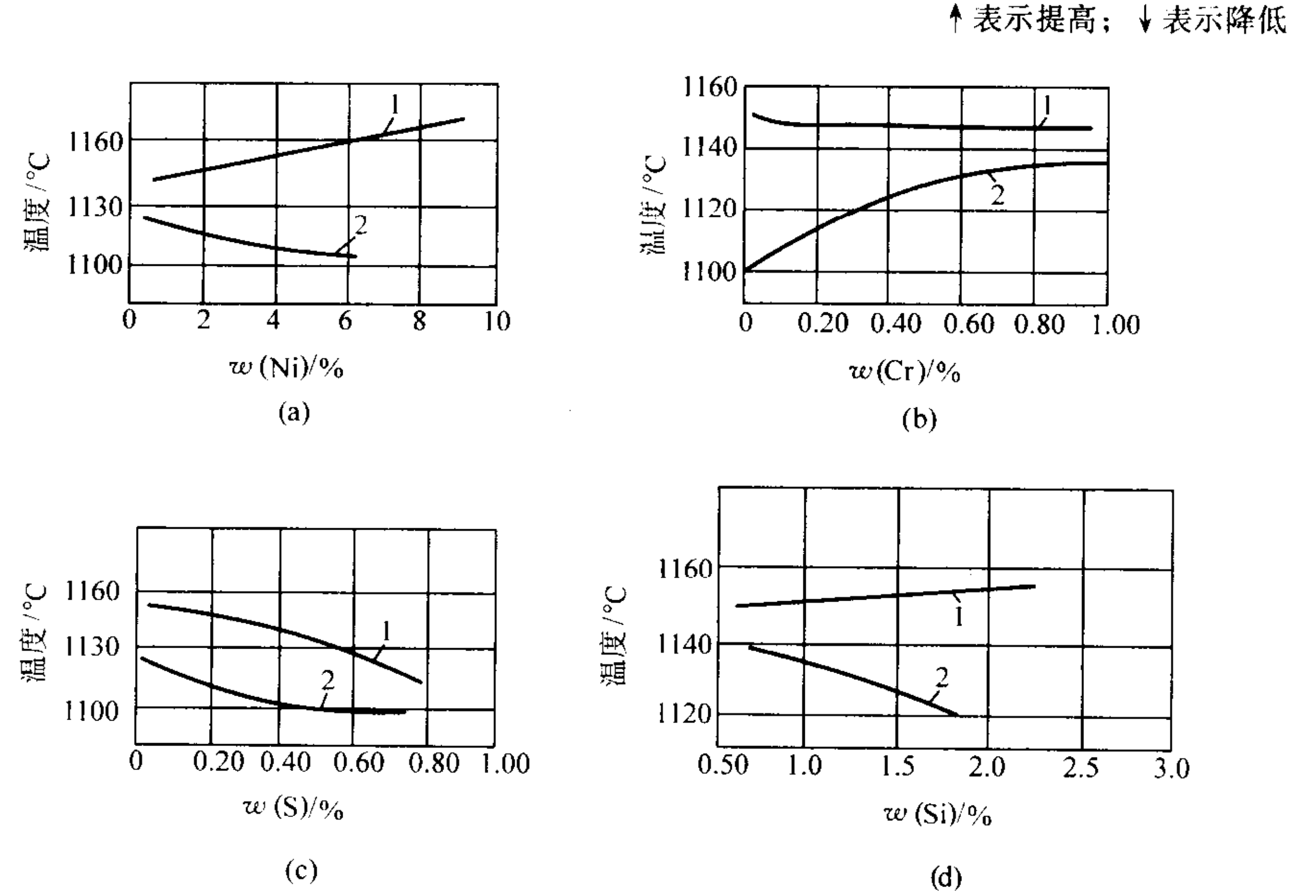


图2.1-40　镍、铬、硫、硅对共晶温度的影响

1—稳定系；2—亚稳定系

表2.1-10　各元素对铸铁石墨化能力的影响

元素组别	元　素	共晶转变期间	共晶与共析温度间	共析转变期间
1	C、S、iAl	+	+	+
2	Mn、S、Mo、Cr、V、H、N、Te、Sb	-	-	-
3	P、Ni、Cu、As、Sn	+或0	+或0	-
4	Mg、Ce	-	0或弱	0或弱
5	Bi	-	0	0

注：+号增大影响，-减小影响，0无影响。

表2.1-11　各元素对铸铁中石墨形状、分布的影响

C、Si增高	一定限度前降低C、Si量	C、Si很低（孕育不良时）	Cu、Ni、Mo、Mn、Cr、Sn（一定限度）	O、S较高	O、S极低	Mg、RE（一定含量）
石墨粗化	石墨细化	有形成D型石墨倾向	石墨细化	石墨成片状	石墨有成球、团趋势	石墨成球状

表2.1-12　常见合金元素对铸铁基体的影响

条　　件	基体变化情况
C、Si、Al增高	铁素体增加
Mn、Cr、Cu、Ni、Sn、Sb（一定量内）	珠光体增加并细化
Mo	珠光体细化
提高Cu、Ni、Mo量	可出现中温转变产物——贝氏体
w（Mn）=（5%~7%）	形成马氏体
高Mn、高Ni	形成奥氏体

图2.1-41为仅从强化效果考虑时，将非合金铸铁（基础成分为：w（C）=3.0%，w（Si）=2.0%，w（Mn）=0.7%）提高到所需强度而需要的合金元素的大概用量。图中表示的是单一元素用量，在考虑多种合金元素结合使用时，可予以参考。

6）常见微量元素的作用　锡、锑、铋、铅、锌等元素在含量很低的情况下，就能显著影响铁液的特性（如黏度、表面张力等）以及凝固后的组织特点（如基体及石墨）。它们对铸铁组织的影响有二重性，有其有害的一面，但有时也有可以利用的一面。表2.1-14列出了各常见微量元素在铸铁中的作用。

表 2.1-13 常用合金元素在铸铁中的具体作用

元素	作用
Ni	1）溶于铁液及奥氏体 2）共晶期间促进石墨化，其作用相当于 1/3Si 3）降低奥氏体转变温度，扩大奥氏体区，能细化并增加珠光体 4）w（Ni）<3.0%，珠光体型，可提高强度，主要用作结构材料；w（Ni）=3.0%~8%，马氏体型，主要用作耐磨材料，w（Ni）>12%，奥氏体型，主要用作耐蚀材料、无磁性材料等 5）对石墨粗细影响较小
Cu	1）在奥氏体中的极限溶解量为 w（Cu）=3.5%，（当铸铁中的 w（C）为 3.5%时） 2）促进共晶阶段石墨化，能力约为硅的 1/5 3）降低奥氏体临界转变温度，细化并增加珠光体量 4）有弱的细化石墨作用 5）常用量 w（Cu）<1.0%
Cr	1）中强反石墨化作用元素，如硅的石墨化作用为 +1，则其反石墨化作用为 -1，在共析转变时稳定珠光体 2）缩小 γ 区元素，w（Cr）=20%时，γ 区消失 3）常用量 w（Cr）=0.15%~30% 4）w（Cr）<1.0%时仍属灰铸铁（可能出现少量自由 Fe_3C），但力学性能和耐热性有所提高。含量提高至 w（Cr）=2.0%~3.0%时，得白口组织，Fe_3C 变为 $(FeCr)_3C$ 即 M_3C 型碳化物 5）含量高至 w（Cr）=10%~30%时，主要用作抗磨、耐热部件，此时碳化物主要为 $(FeCr)_7C_3$ 即 M_7C_3 型；在高温氧化气氛中可在铸件表面形成铬氧化膜，防止或阻碍铸铁进一步氧化，可提高铸铁的耐热性
Mo	1）w（Mo）<0.6%时，稳定碳化物的作用比较温和，主要作用在于细化珠光体，也能细化石墨 2）w（Mo）<0.8%时，对铸铁的强化作用较大 3）用 Mo 合金化时，磷量一定要低，否则将形成 P-Mo 四元共晶，增加铸铁的脆性 4）用量达到 w（Mo）=1.8%~2.0%时，可抑制珠光体转变，而形成针状基体 5）使 C 曲线右移，并有使之形成 2 个“鼻子”的作用，故易获得贝氏体
W	1）稳定碳化物元素，作用与钼相似，但较弱 2）使 C 曲线右移，提高淬透性，但作用较弱
Mn	1）可分别溶于碳化物和基体中，既强化基体又增加碳化物 $(FeMn)_3C$ 的弥散性和稳定性 2）降低 A_1 温度，促使形成细珠光体、索氏体甚至马氏体 3）使 C 曲线右移，同时使 M_s 点下降 4）w（Mn）>7%时获得奥氏体基体
V	1）强烈形成碳化物，能形成 VC、V_2C、V_4C_3 等 2）能细化石墨，有促进珠光体形成的作用 3）有增加珠光体高温稳定性的作用 4）价格较高，很少单独使用
Ti	1）能形成碳化物，与碳、氮亲和力极强 2）V 和 Ti 的碳化物均有极高的硬度（TiC 为 3 200 HV，VC 为 2 800 HV） 3）其碳化物、氮化物常以极细颗粒（方形、多边形）存在于铸铁中，可提高耐磨性 4）有强化铁素体效果

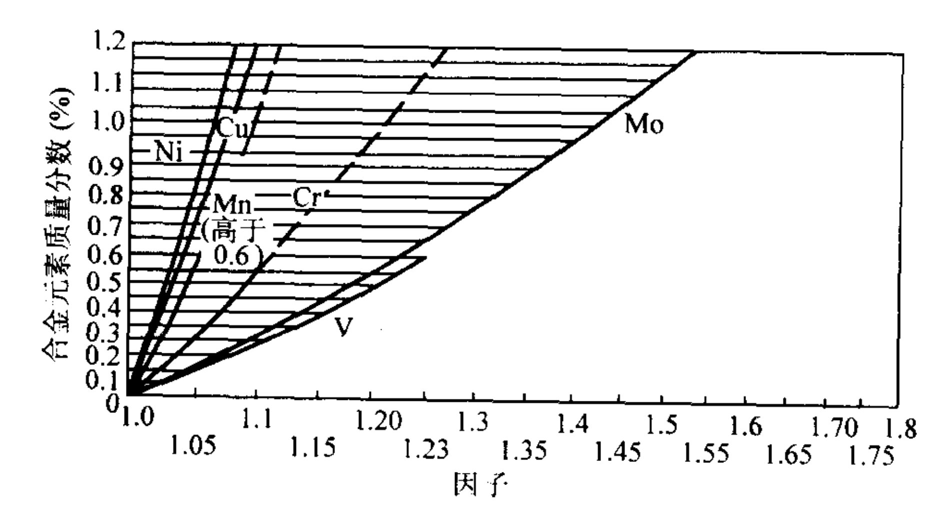


图 2.1-41 合金元素强化系数图
（图上因子为提高强度性能的比例数字）

1.5.3 铁液过热和高温静置的影响

在一定范围内提高铁液的过热温度，延长高温静置的时间，将会使得铸铁的石墨及基体组织细化，从而使铸铁强度提高。但铁液的过热温度过高，可使铸铁在凝固时的成核能力下降，因而使石墨形态变差，甚至出现自由渗碳体，使强度性能反而下降（见图 2.1-42）。因而对于一定成分的铁液存在一个临界过热温度。临界过热温度的高低，主要决定于铁液的化学成分及铸件的冷却速度。所有促进增大过冷度的因素（如碳、硅低、冷却速度快、成核能力低等），皆使临界温度向低温方向移动。一般认为，普通灰铸铁的临界温度约在 1 500~1 550℃，所以在此限度以下总希望出铁温度高些。

经高温过热的铁液如在较低温度下长时间静置，过热效果便会局部或全部消失，这便是过热效果的可逆性现象。其原因可能是重新形成大量非均质晶核，使成核能力提高，因而又使过冷度降低而恢复到过热以前的状态。

表 2.1-14　各常见微量元素在铸铁中的作用

Sn	1）可增加珠光体数量，一般的加入量为 w（Sn）=0.1%，可提高铸铁的强度；当 w（Sn）>0.1%时有可能使铸铁出现脆性 2）w（Sn）>0.1%时会出现反球化作用 3）共晶团边界易形成 $FeSn_2$ 的化合物，因此对于有韧度要求的铸铁因控制其用量
Sb	1）强烈促进珠光体形成 2）w（Sb）=0.002%~0.01%时，对球墨铸铁有使石墨球细化的作用，尤其对大断面球墨铸铁有效 3）具有干扰球化的作用，可用稀土元素中和 4）在灰铸铁中的适宜含量为 w（Sb）<0.02%；球墨铸铁中的适宜含量为 w（Sb）=0.002%~0.01%
Bi	1）在球墨铸铁中添加 Bi 能有效细化石墨球 2）在大断面球墨铸铁中能有效防止石墨畸变 3）具有干扰球化的作用，可用稀土元素中和
Pb	1）少量铅可使灰铸铁出现魏氏组织，严重降低强度，因而对灰铸铁总是有害元素 2）在球墨铸铁中可添加 w（Pb）=0.003%以消除大断面球墨铸铁中的厚片状石墨 3）有干扰球化的作用，可用稀土元素中和
Zn	1）在灰铸铁中添加 w（Zn）=0.3%能去除铁液中的氧，使氧含量降到原有含量的 1/3 2）细化石墨，增加化合碳的含量，白口倾向有所增加，强度、硬度有提高的趋势，加入量为 w（Zn）=0.1%~0.3% 3）可能生成 Fe_3ZnC 复合化合物

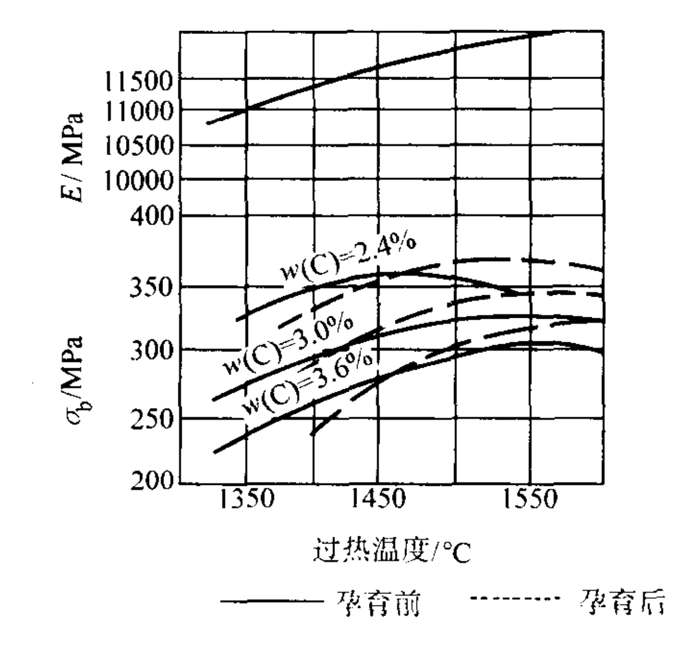


图 2.1-42　过热温度对铸铁力学性能的影响

1.5.4　孕育处理的影响

铁液浇注以前，在一定的条件下（如一定的过热温度、一定的化学成分、合适的加入方法等），向铁液中加入一定量的物质（称为孕育剂）以改变铁液的凝固过程，改善铸态组织，从而达到提高力学性能为目的的处理方法，称为孕育处理。目前孕育处理在铸铁生产中（灰铸铁、球墨铸铁、蠕墨铸铁、可锻铸铁甚至特种铸铁）得到了广泛的应用。

在生产高强度灰铸铁时，往往要求铁液过热，并适当降低碳硅含量，伴随而来的必然会使得铁液的成核能力的降低（过冷倾向增大），因此，往往会在铸态组织中出现过冷石墨（同时形成大量铁素体），甚至还会有一定量的自由渗碳体出现。孕育处理能减小铁液的过冷倾向，促使铁液按稳定系共晶进行凝固，能改善石墨形态及细化晶粒，提高组织和性能的均匀性，降低铁液对冷却速度的敏感性，使铸铁的力学性能得到改善。目前，生产高牌号的灰铸铁或壁厚较薄的铸铁件几乎都要进行孕育处理。有关各类铸铁孕育处理的具体工艺细节可参阅各有关章节。

图 2.1-43 示出铁液经孕育处理和未经孕育处理的力学性能的差异。从图中可见，孕育效果与铁液的成分有关，碳当量低的铁液孕育效果好，强度提高的幅度大；反之，碳当量高的铁液孕育效果差，强度提高很少。孕育处理还能提高铸铁组织的均匀性、降低铸件的断面敏感性，防止在铸件的薄壁处出现白口组织的倾向。孕育铸铁和普通铸铁由于壁厚所带来的性能不均匀性的差别可从表 2.1-15 中看出。当孕育铸铁的断面增加 5 倍时，抗拉强度只减少 10%，而普通灰铸铁断面增加后，强度急剧下降。这是由于两种铸铁的凝固特性不同所造成的。普通灰铸铁的过冷倾向小，结晶时的实际过冷度基本只受冷却速度的控制。小直径试样由于冷却速度快，因而过冷度大、组织细密，这造成了其强度比大直径试样高。当铁液经孕育处理后，减小了未处理前铁液所具有的较大的过冷倾向，并在铁液中形成了大量均匀分布的外来晶核，因此铁液的冷却速度对结晶时过冷度的影响变得小了，结晶过程几乎可在整个铁液的体积内进行，所以在整个铸件的断面上组织较均匀，性能也较一致。

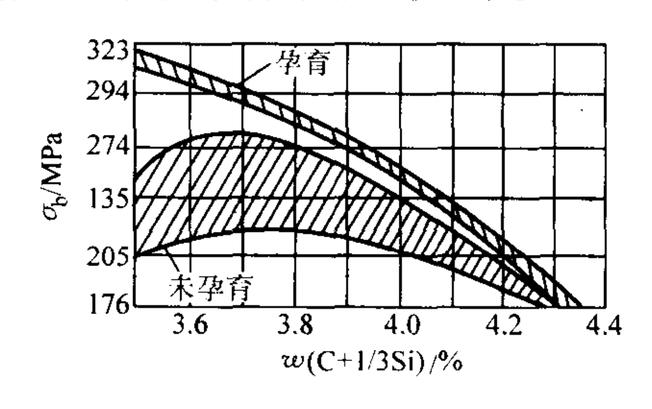


图 2.1-43　孕育处理对灰铸铁强度的影响

表 2.1-15　铸铁抗拉强度的均匀性

试样直径（从中心取样）/mm		20	30	50	75	100	150
σ_b /MPa	孕育铸铁	—	375	381	372	356	333
	普通灰铸铁	193	180	128	102	—	—

对于蠕墨铸铁和球墨铸铁，铁液经蠕化或球化处理后凝固时的过冷倾向比灰铸铁更大。为了得到正常的铸态组织，在一般的生产条件下，孕育处理就成为必须进行的一道工序。对于上述两种铸铁，孕育的目的主要在于降低铁液的过冷倾向，增加石墨的形核能力，改变石墨的形态及细化晶粒等。

目前，在可锻铸铁的生产中也经常采用孕育处理工艺，其目的在于细化铸坯组织中的碳化物或由于加入少量孕育剂而可使铁液中硅含量提高，这些因素均可促进退火时石墨核

心数量增加从而缩短退火时间，提高生产效率，降低生产成本。

在白口铸铁的生产中，有时采用孕育处理的方法以改善碳化物的形态，从而提高白口铸铁的韧度。

孕育处理对于提高铸铁件的品质具有良好的作用，但孕育处理的良好效果会随孕育后铁液放置时间的延长而逐渐消失，这就是所谓的"孕育衰退"现象。图 2.1-44 ~ 图 2.1-46 是几种孕育衰退的实例。为了解决孕育衰退的问题，发展了许多迟后、瞬时孕育的工艺。其主要原则是尽可能缩短从孕育处理到铁液凝固阶段的时间，使铁液凝固时处于孕育效果最佳阶段。

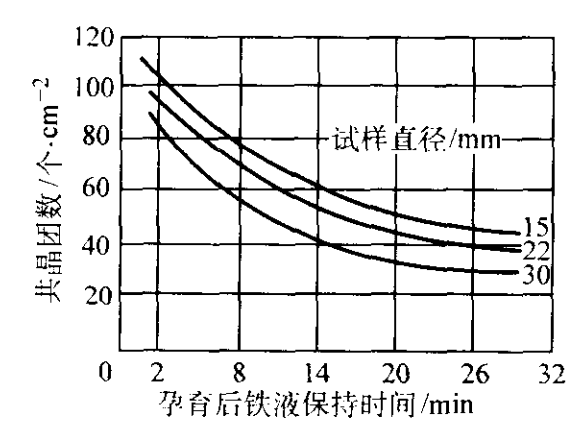


图 2.1-44　孕育后铁液保持时间和共晶团数的关系

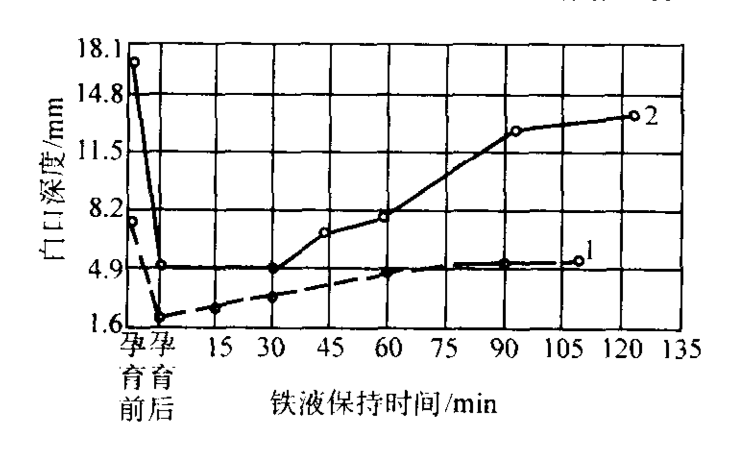


图 2.1-45　孕育后铁液保持时间和白口深度的关系

铁液成分：1 - w（C）= 3.39%，w（Si）= 1.98%，CE = 4.05

2 - w（C）= 3.03%，w（Si）= 1.45%，CE = 3.51

孕育剂用量：w（Ca - Si）= 0.25% ~ 0.30%

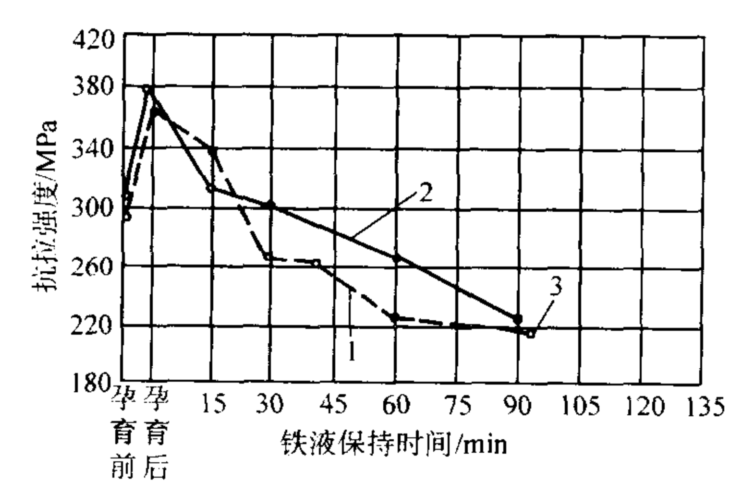


图 2.1-46　孕育后铁液保持时间和力学性能的关系

铁液成分：1 - w（C）= 3.39%，w（Si）= 1.98%，CE = 4.05%

2 - w（C）= 3.03%，w（Si）= 1.45%，CE = 3.51%

孕育剂用量：w（Ca - Si）= 0.25% ~ 0.30%

总之，对于不同的铸铁，可通过不同的孕育或变质处理工艺来改变铸铁的组织，从而改善铸铁的性能。

1.5.5　气体的影响

在铸造生产中，铁液从熔化到浇注总是避免不了和大气和其他物质接触，此外，炉料中存在的气体也有可能直接转入铁液中，因此铁液中总是存在有一定量的气体。溶解在铁液中的气体含对铸铁的组织和性能产生重要的影响。铁液中溶解的主要气体是氮、氢和氧，它们可以下列三种方式存在于铁液和凝固后的铸铁中：①溶解于铁液和凝固后的铸铁组织中；②与铸铁中的其他元素组成化合物；③凝固时从铁液中析出而以气相的形式存在、形成单质的气体的气体杂质，即成为气泡滞留在铸件中成为气孔缺陷。

铁液中的氧和氮主要来源于熔炼时与大气的接触过程，而氢则来源于浇注过程中铁液与铸型所含水分之间的化学反应。

1）氧的影响　氧在铁液中的溶解度和与铁液中的氧、碳和硅的平衡有关，而铁液对氧的吸收与各种因素有关。铁液的吸氧量随铁液的比表面积的增大、熔炼时熔池运动的加剧和温度的提高而增加。当温度足够高时，氧也可来自含有 SiO_2 的炉衬。

铁液中存在的氧对对石墨结晶的重要性已日益引起人们的重视。研究表明，在平衡温度下，铁液中的氧与硅发生反应，形成 SiO_2。所形成的 SiO_2 在凝固时可作为外来晶核促进石墨的形核。但如果 SiO_2 在铁液中存在的时间较长，则将逐渐失去其形核的作用，这是因为 SiO_2 的有效结晶表面或随时间延长而熔解或变为熔渣而失去孕育能力。要使析出的 SiO_2 能起到有效的晶核作用，应注意以下三点。①铁液中有一定的含氧量。②适时地加入含硅孕育剂，以便与铁液中的氧形成 SiO_2 晶核。③加硅和凝固之间的时间间隔应尽量短，以免 SiO_2 表面受到破坏而失去作用。由此可见，适合于孕育的铁液应该是来自熔炼过程中与空气直接接触的冲天炉、熔炼时熔池剧烈搅拌的感应电炉等，而不是在高温下长时间保温的，特别是在炉渣覆盖下很少与气体接触的铁液。

根据条件的不同，铁液中溶解的氧既可促进铸铁的石墨化也可阻碍铸铁的石墨化。当铁液中的溶解氧与其他元素化合成氧化物，而氧化物又可作为石墨的非均质形核的结晶核心时，溶解氧就起到促进石墨化的作用。铁液中的溶解氧如果未化合，则它将阻碍石墨化，使铸铁的白口倾向增大。

2）氢的影响　氢在 Fe - C 系铁液中的溶解量随铁液含碳量的增加而减少。有资料报道，当铁液温度为 1 592℃时当碳的质量分数由 0%增加到 3.5%时，在 100 g 铁液中氢的溶解量由 27.5 cm^3 降低到 14.5 cm^3。而合金元素的添加，将会影响到铁液中氢的溶解度，有些元素如 Mn、Cr、Ni 提高了氢在铁液中的溶解量，而 B、Al、Sn、Co、Cu、P、S 等则降低了氢在铁液中的溶解度。

图 2.1-47 所示为铁液中含氢量对铸铁共晶结晶过冷度的影响。可见，铁液中溶解的氢量能增大共晶结晶的过冷度。铸件冷却速度越大，增大冷却速度的效果更明显，铸件的白口化程度越明显。因此，铁液中存在的氢起着阻碍石墨化的作用。随铁液中含氢量提高，铸铁中石墨逐渐由片状变成枝晶状石墨，最后形成紧密状石墨并伴有少量渗碳体出现，同时三角试块的白口深度增加。

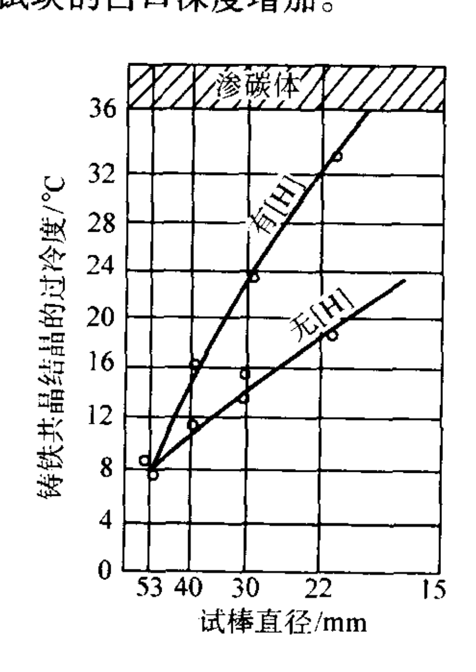


图 2.1-47　铁液中溶解的氢含量对铸铁共晶结晶过冷度的影响

在阻碍石墨化的同时，铁液中的氢还恶化了灰铸铁的力学性能，表现为随氢含量增加，抗拉强度和韧度有所下降，而硬度稍有提高。氢对球墨铸铁的力学性能也产生不良的影响，有资料报道，100 g 铁液中的含氢量由 0.95 cm^3 增高至 4.8 cm^3，球墨铸铁的抗拉强度由 956 MPa 下降至 750 MPa。

3）氮的影响　铁液中溶解的氮元素既可以在液态铸铁中存在也可在固态铸铁中存在。氮在铁液中的溶解量随铁液温度的升高而增加，但铁液中碳含量的增加，将使氮的溶解度下降。此外，硅的增加也明显地降低了氮在铁液中地溶解度，且其作用比碳更明显。氮在铁液中的溶解度还受到铁液中表面活性元素地影响，随铁液中表面活性元素（特别是氧和硫）的增加，可明显地减少氮在铁液中的溶解速度。

铁液中溶解的氮元素，有部分可和铁液中的其他元素形成化合物，因此，铸铁中溶解的总氮量（N_T）可分为两部分，一部分为铁液中溶解的氮（N_S），另一部分为和其他元素化合而形成氮的化合物的氮量（N_I），

即
$$N_T = N_S + N_I$$

氮对于铸铁组织的影响是明显的，它可成为铁液凝固过程中的珠光体的稳定剂，从而完全抑制或消除铸铁基体组织中的铁素体。能够影响到铸铁凝固过程和组织的是铁液中溶解的氮（N_S），N_S 越高，铁液的石墨化程度就越低。但由于硅降低了铁液中氮的溶解度，因此，随硅量增加，N_S 值减小而 N_I 值增加，相应地使铁液的石墨化程度增加。

随灰铸铁中含氮量增加，抗拉强度增加。有资料表明，铸铁中氮的体积分数从 $80\times10^{-4}\%$ 增至 $150\times10^{-4}\%$ 时，抗拉强度约可提高 77 MPa，见表 2.1-16。这主要是因氮含量增加后，易获得珠光体灰铸铁和改善了片状石墨的形态。但铸铁中氮的体积分数超过 $100\times10^{-4}\%$，尤其是超过 $140\times10^{-4}\%$ 时，有可能在铸铁凝固后产生氮的气孔缺陷，此时可适量添加 Ti 加以消除。其原因为添加的 Ti 可与 N 形成 TiN 固相质点，从而减少了液态铸铁中溶解的氮量，但此时氮提高强度的作用也随之消失。

表 2.1-16　灰铸铁含氮量对抗拉强度的影响①

试样编号	亚铁氰化钠添加量（质量分数）/%	孕育剂 CaSi 加入量（质量分数）/%	铸铁中含氮量（质量分数）/10^{-6}	抗拉强度 /MPa
1	无	0.3	80	298
2	0.1	0.3	100	317
3	0.2	0.3	140	340
4	0.3	0.3	150	375
5②	0.4	0.3	170	358
6③	0.5	0.3	220	348

① 化学成分（%）为：w（C）：3.12，w（Si）：1.35，w（Mn）：0.71，w（S）：0.09，w（P）：0.13。
② 有轻微裂纹状氮气孔。
③ 有裂纹状氮气孔。

2 灰铸铁

2.1 灰铸铁的牌号及金相组织

2.1.1 灰铸铁的牌号

国家标准（GB/T 9439—1988）中规定，我国灰铸铁的牌号按单铸 30 mm 试棒的抗拉强度值划分为六级（表 2.1-17）。这和旧标准有两点不同，规定不以抗弯强度分级，且对各牌号的上限进行了规定，这就等效采用了国际 ISO 标准。

当铸件壁厚超过 20 mm，质量又超过 200 kg 时，对特殊要求的铸件，经供需双方同意，也可采用两种附铸试棒之一的抗拉强度来验收（见表 2.1-18）。

表 2.1-17　按单铸试棒性能分类

牌号	抗拉强度 σ_b/MPa≥	牌号	抗拉强度 σ_b/MPa≥
HT100	100	HT250	250
HT150	150	HT300	300
HT200	200	HT350	350

注：验收时，n 牌号的灰铸铁，其抗拉强度应在 $n\sim(n+100)$ MPa 的范围内。

表 2.1-18　附铸试棒（块）的力学性能

牌号	铸件壁厚 /mm		抗拉强度 σ_b/MPa≥				
			附铸试棒 1		附铸试块 2		铸件（仅供参考）
	>	≤	ϕ30 mm	ϕ50 mm	R15 mm	R25 mm	
HT150	20	40	130	—	[120]	—	120
	40	80	115	[115]	110	—	105
	80	150	—	105	—	100	90
	150	300	—	100	—	90	80
HT200	20	40	180	—	[170]	—	165
	40	80	160	[155]	150	—	145
	80	150	—	145		140	130
	150	300	—	135		130	120
HT250	20	40	220	—	[210]	—	205
	40	80	200	[190]	190	—	180
	80	150	—	180	—	170	165
	150	300	—	165	—	160	150
HT300	20	40	260	—	[250]	—	245
	40	80	235	[230]	225	—	215
	80	150	—	210	—	200	195
	150	300	—	195	—	185	180
HT350	20	40	300		[290]	—	285
	40	80	270	[265]	260	—	255
	80	150	—	240	—	230	225
	150	300	—	215	—	210	205

注：1. HT100 牌号的灰铸铁件在原断面处强度太低，实用价值不大，故国标未规定。
2. 当铸件壁厚超过 300 mm 时，其力学性能应由供需双方协商解决。
3. 方括号内的数值仅适于铸件壁厚大于试样直径时使用。

按照国标规定，如双方同意，也可在规定的铸件部位按布氏硬度的高低进行验收，而且硬度值也可双方协商确定，但一经确定后，其波动范围必须在 ±25HBS 以内。表 2.1-19 为标准中规定的数据。

表 2.1-19　灰铸铁件硬度分级

硬度分级	铸件上的硬度范围 HBS	硬度分级	铸件上的硬度范围 HBS
H145	≤170	H215	190～240
H175	150～200	H235	210～260
H195	170～220	H255	230～280

实际铸件本体的强度及硬度都要比单铸试棒的低，因此，工业发达国家自 20 世纪 70 年代以来，相继提出了以铸

件本体性能指标作为验收的标准，但国内一般都以试棒为验收标准，这就给铸造工作者带来了技术上的难度。因此，过去生产同一牌号铸铁，采用同一化学成分而不管铸件种类和壁厚的做法必须改变。表2.1-20是考虑到壁厚影响时，化学成分的选取范围，同一铸件有不同壁厚时，按关键部位的壁厚选定。

表2.1-20　不同壁厚灰铸铁的成分

铸铁牌号	铸件壁厚 h/mm	化学成分（质量分数）/%				
		C	Si	Mn	P	S
					≤	
HT100	<10 10~30 >30	3.6~3.8 3.5~3.7 3.4~3.6	2.3~2.6 2.2~2.5 2.1~2.4	0.4~0.6	0.40	0.15
HT150	<20 20~30 >30	3.5~3.7 3.4~3.6 3.3~3.5	2.2~2.4 2.0~2.3 1.8~2.2	0.4~0.6	0.40	0.15
HT200	<20 20~40 >40	3.3~3.5 3.2~3.4 3.1~3.3	1.9~2.3 1.8~2.2 1.6~1.9	0.6~0.8	0.30	0.12
HT250	<20 20~40 >40	3.2~3.4 3.1~3.3 3.0~3.2	1.7~2.0 1.6~1.8 1.4~1.6	0.7~0.9	0.25	0.12
HT300	>15	3.0~3.2	1.4~1.7	0.7~0.9	0.20	0.10
HT350	>20	2.9~3.1	1.2~1.6	0.8~1.0	0.15	0.10
HT400	>25	2.8~3.0	1.0~1.5	0.8~1.2	0.15	0.10

注：高于HT250的牌号，是通过孕育处理得到的。

2.1.2　灰铸铁的金相组织

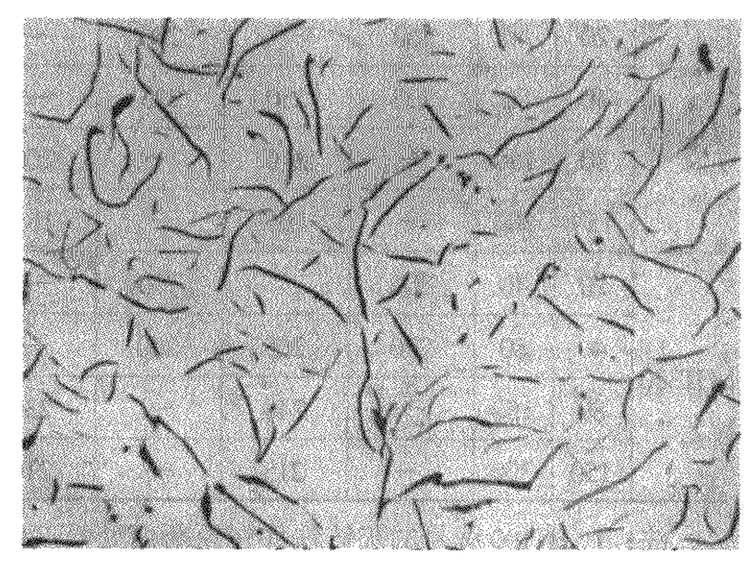
灰铸铁的金相组织由金属基体和片状石墨组成。金属基体的种类主要有珠光体、铁素体及珠光体加铁素体三种。石墨片以不同的数量、大小、形状分布于基体中。此外，还有少量非金属夹杂物，如硫化物、磷化物等。

1）石墨的形态与分布　石墨是灰铸铁中的碳以游离状态存在的一种形式，它与天然石墨没有什么差别，仅有微量杂质存在其中。其特性是软而脆，强度极低（σ_b < 20 MPa，伸长率近于零），密度约2.25 g/cm^3，约为铁的1/3，即约3%（质量比）的游离碳就可以在铸铁中形成占体积约10%的石墨，致使金属基体强度得不到充分的发挥，故常把灰铸铁看作为有大量微小裂纹或孔洞的碳钢。

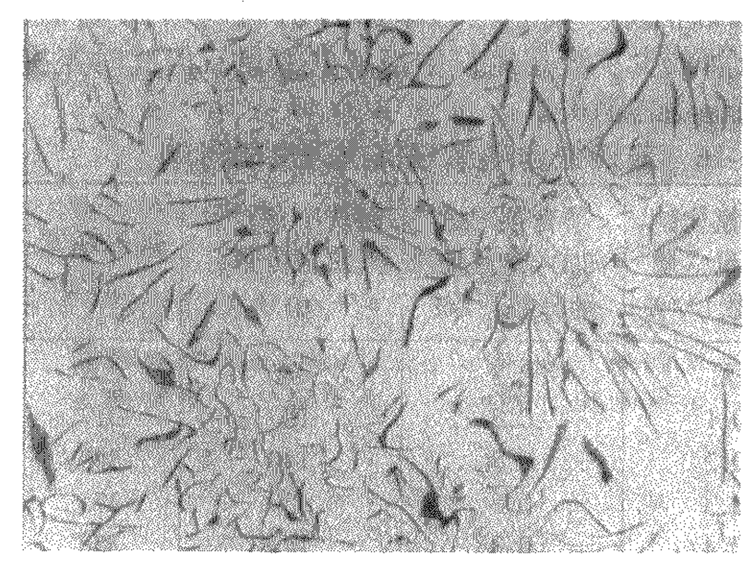
GB/T 7216—1987将灰铸铁的石墨形态分为六种（见表2.1-21和图2.1-48），将石墨长度分为8级（表2.1-22和图2.1-49），不同形态石墨的形成条件见表2.1-23。

表2.1-21　石墨分布形状分类

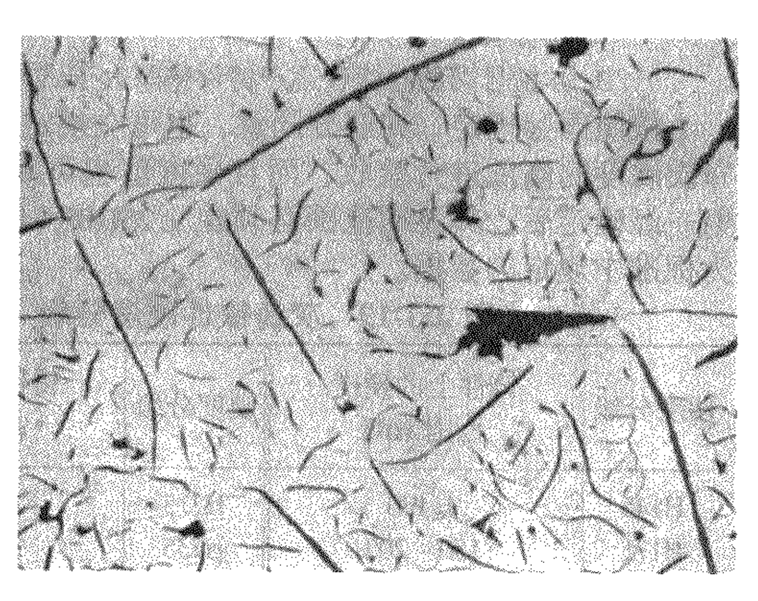
名称	型号	说　明
片状	A	片状石墨均匀分布
菊花状	B	片状与点状石墨聚集成菊花状分布
块片状	C	部分带尖角块状、粗大片状初生石墨及小片状石墨
枝晶点状	D	点、片状枝晶间石墨呈无向分布
枝晶片状	E	短小片状技晶石墨呈方向性分布
星状	F	星状（或蜘蛛状）与短片状石墨混合均匀分布



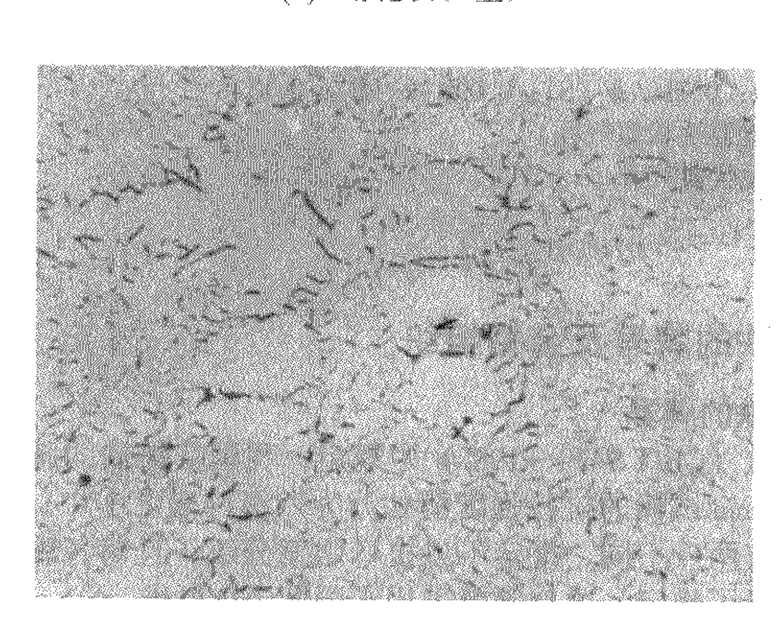
(a)　片状(A型)



(b)　菊花状(B型)

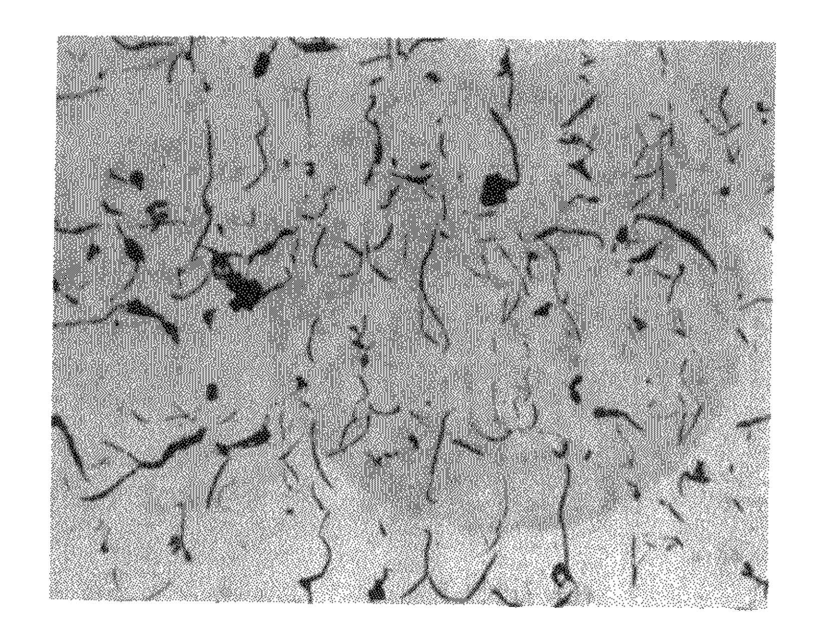


(c)　块片状(C型)

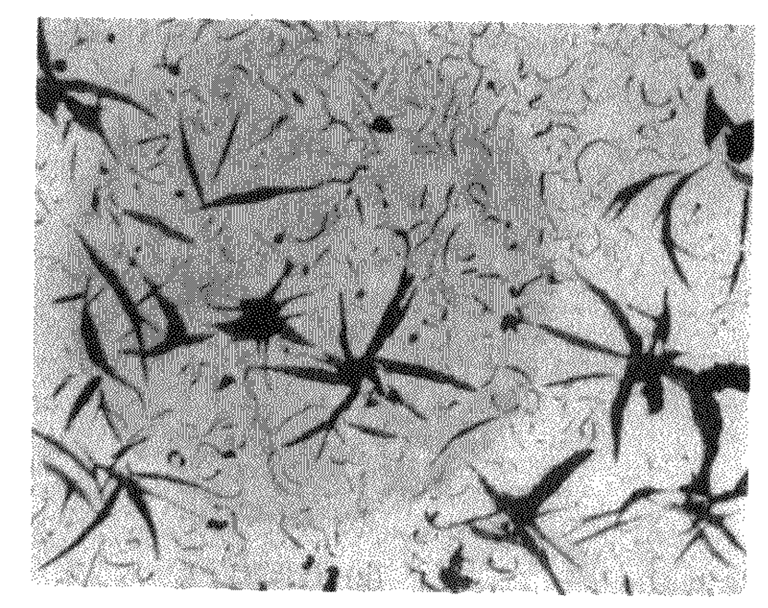


(d)　枝晶点状(D型)

图2.1-48　石墨分布形状图　×100



(e) 枝晶片状(E型)



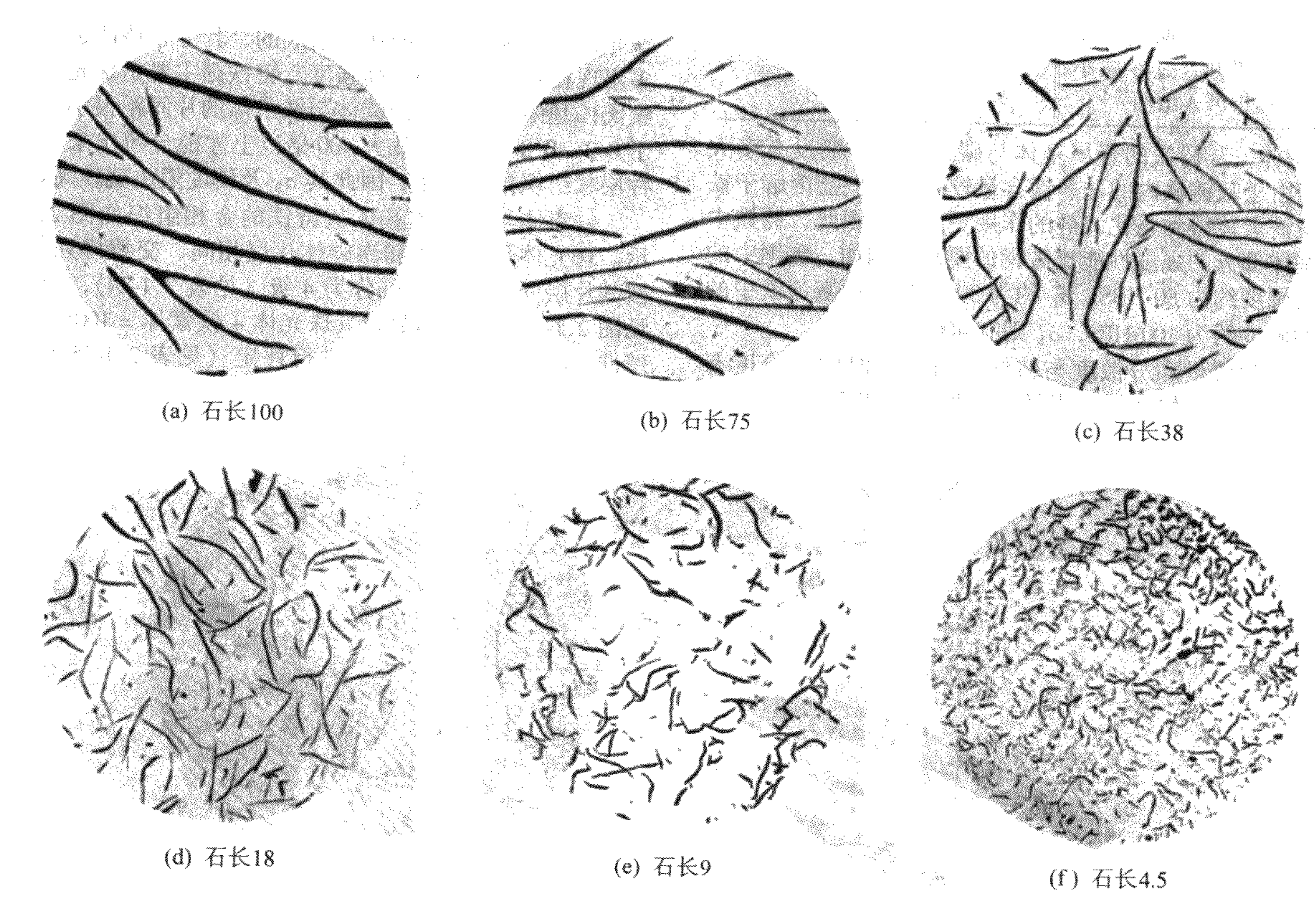
(f) 星状(F型)

续图 2.1-48

表 2.1-22　石墨长度分级

级　别	名　称	石墨长度/mm
1	石长 100	>100
2	石长 75	>50~100
3	石长 38	>25~50
4	石长 18	>12~25
5	石长 9	>6~12
6	石长 4.5	>3~6
7	石长 2.5	>1.5~3
8	石长 1.5	≤1.5

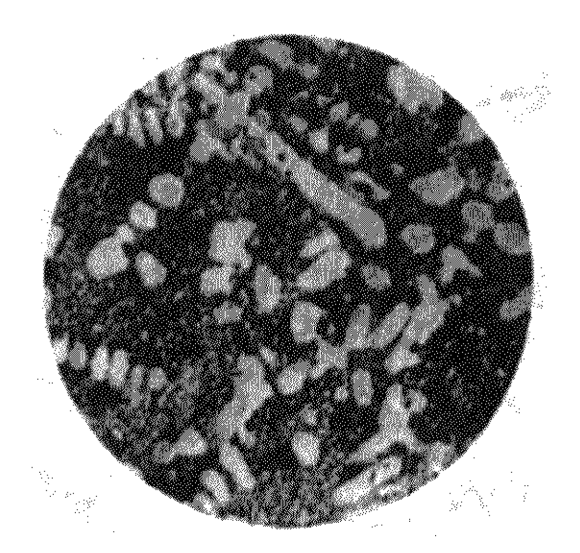
片状石墨的分布形态与铸铁的过冷度有关，随着过冷度增大，亚共晶灰铸铁的片状石墨可以 A、B、D、E 等不同分布的形态出现，它们对铸铁的力学性能有很大的影响。按照传统的论点以及目前国内外不少图样上的规定，都认为 A 型石墨最好，B 型石墨应避免，不允许有 D、E 型石墨。E 型石墨排列的方向性很强，在较小的外力作用下，铸铁有可能沿石墨排列方向呈带状脆断，所以当有 E 型石墨出现时，强度性能就要下降。对于 D 型石墨，过去认为 D 型石墨强度较低，可能是因为常伴有大量铁素体出现的缘故。其实近 20 多年来，国内外的研究指出，尤其是水平连续铸造铸铁型材问世以来，在相同基体的情况下，D 型石墨铸铁的强度性能非但不低，而且高于 A 型石墨铸铁的强度。图 2.1-50 是 J.F.Wallace 在 1972 年就发表的资料。由此可见，如何评价 D 型石墨的作用，不能采取一成不变的传统看法。如果铸铁中出现 C 型石墨，会使铸铁的金属基体遭受严重的破坏，因而力学性能变差。



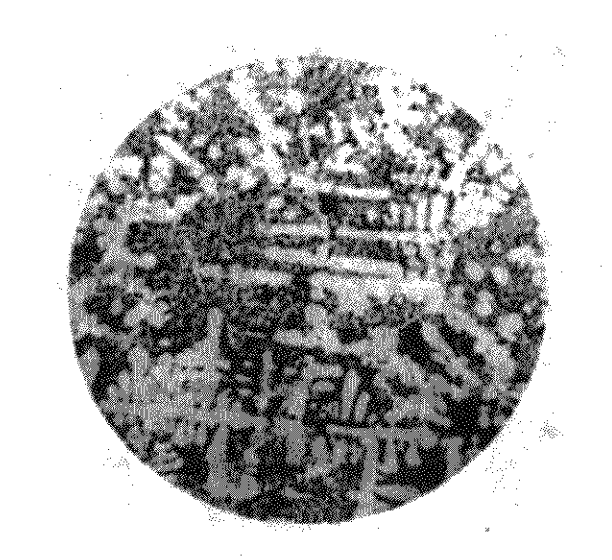
(a) 石长100　(b) 石长75　(c) 石长38

(d) 石长18　(e) 石长9　(f) 石长4.5

图 2.1-49　石墨长度图　×100



(g) 石长2.5



(h) 石长1.5

续图 2.1-49

表 2.1-23 不同形态石墨的形成条件

石墨类型	形成条件	石墨类型	形成条件
A	石墨成核能力强，冷却速度慢，过冷度小	E	碳当量较形成D型时更低，但冷速较慢，共晶凝固时液体数量已很少，故呈方向性分布（取决于初析奥氏体）
D	碳当量低，成核条件差，初析奥氏体多，冷却速度快，过冷度大	C	过共晶成分，慢冷时形成的初析石墨
B	实质上中心是D型，外围是A型，开始时过冷大，成核条件差、先析出D型，后期放出凝固潜热，过冷减小而析出A型	F	过共晶成分，快冷时形成，如活塞环中常出现F型石墨

2）基体 灰铸铁的金属基体与碳钢相比一般没有多大区别，但由于灰铸铁内的硅、锰含量较高，它们能溶解于铁素体中使铁素体得到强化，硅的作用更大些。因此，铸铁中的金属基体部分的强度性能比碳钢的要高。例如，碳钢中的铁素体的硬度约为80 HBS，σ_b 约为300 MPa，而灰铸铁中的铁素体的硬度约为100 HBS，σ_b 则有400 MPa。

珠光体的数量和分散度与铸铁共析转变时的过冷度有关。过冷度越大（如降低碳当量，增加冷却速度），则珠光体的比例越高，分散度也越大。普通灰铸铁的金属基体是由珠光体与铁素体按不同比例组成的，其分布特征是铁素体大多出现在石墨的周围。高强度灰铸铁则主要是珠光体基体或索氏体基体。此时，渗碳体与铁素体的片间距很小（一般小于0.3～0.8 μm），要放大400倍以上才能分辨出来。由于这种层状组织排列紧密，因此其 σ_b 及硬度值也就较高。

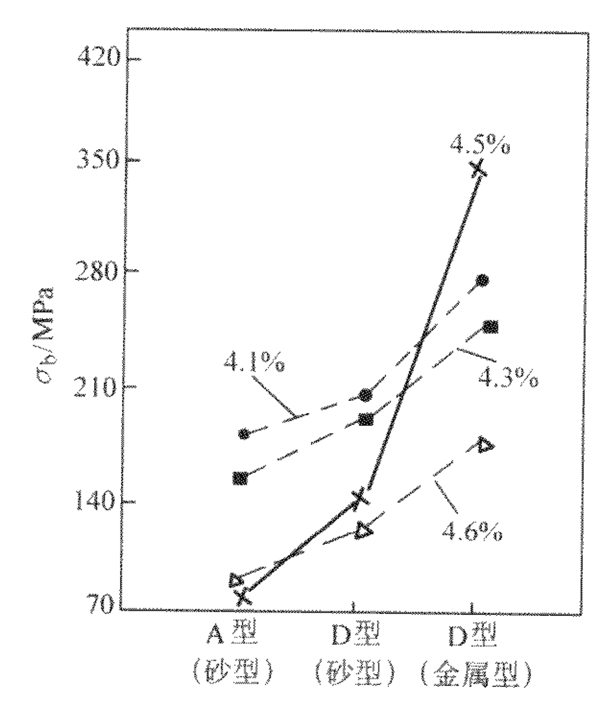
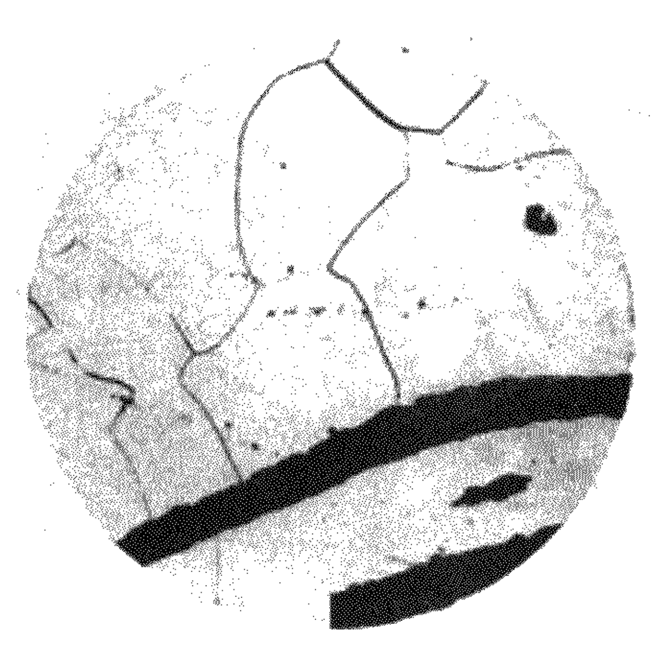


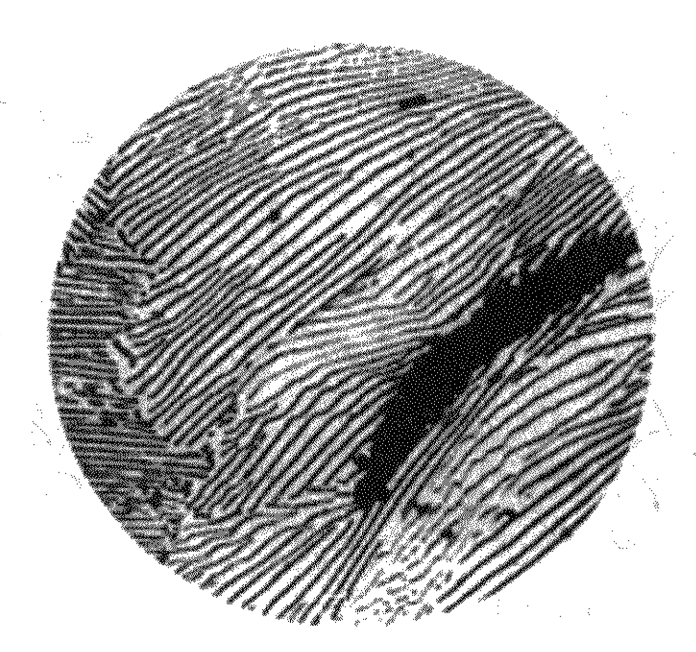
图 2.1-50 抗拉强度和石墨形态的关系

图中数值为碳当量值（退火状态，铁素体基体）

铁素体与珠光体基体灰铸铁的金相组织如图2.1-51所示。珠光体是铁素体和渗碳体片层相间、交替排列的组织，按其片层间距大小，可分为4级（见表2.1-24），金相组织见图2.1-52。珠光体数量（珠光体＋铁素体＝100%），按薄壁件、厚壁件两组分八级进行评定（见表2.1-25和图2.1-53）。



(a) 铁素体

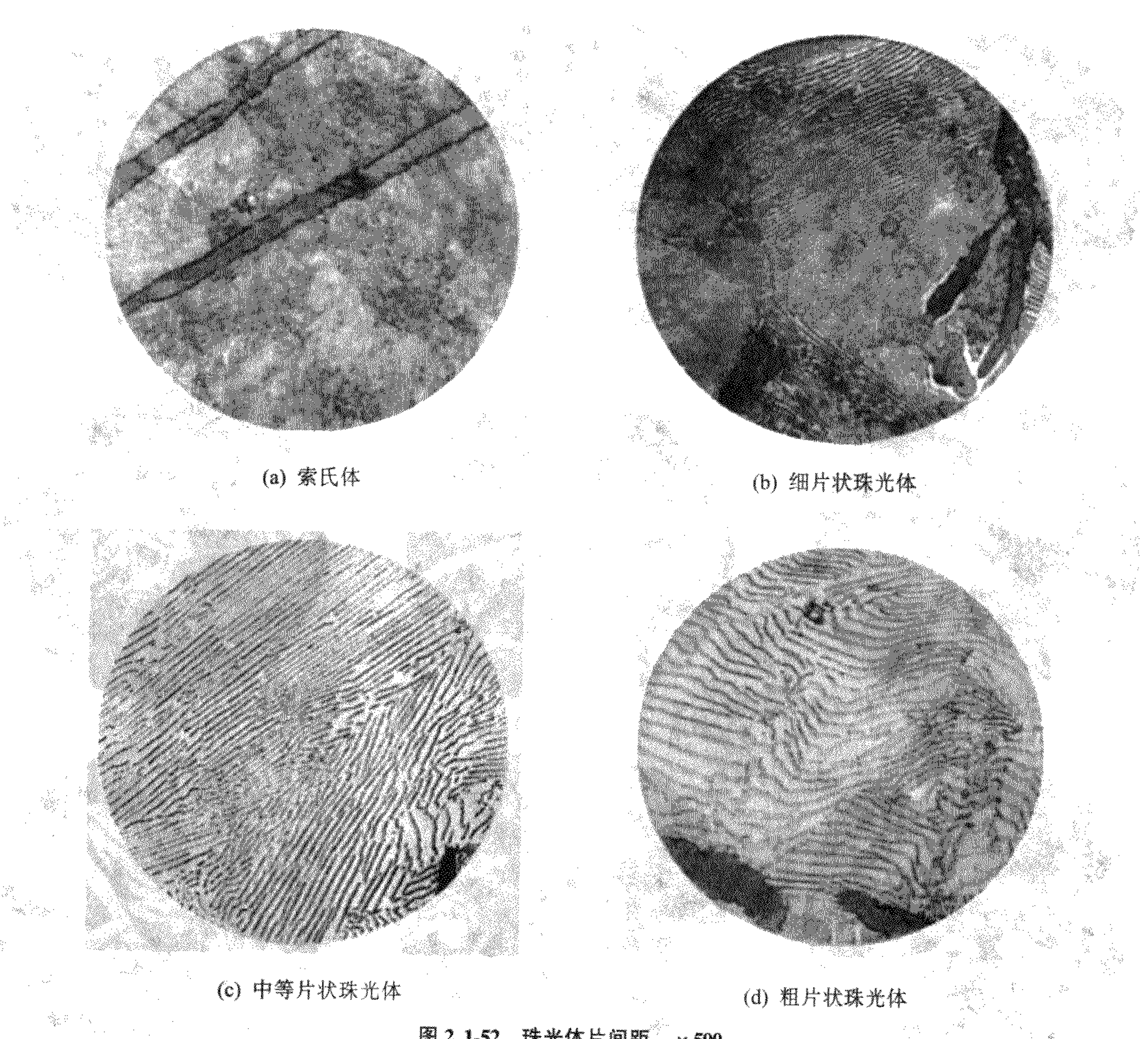


(b) 珠光体

图 2.1-51 灰铸铁的基体组织 ×500

表 2.1-24 珠光体片间距分类

级别	名 称	说 明	级别	名 称	说 明
1	索氏体珠光体	放大 500 倍时，铁素体和渗碳体难以分辨	3	中等片状珠光体	放大 500 倍时，片间距大于 1 ~ 2 mm
2	细片状珠光体	放大 500 倍时，片间距小于等于 1 mm	4	粗片状珠光体	放大 500 倍时，片间距大于 2 mm



(a) 索氏体

(b) 细片状珠光体

(c) 中等片状珠光体

(d) 粗片状珠光体

图 2.1-52 珠光体片间距 ×500

表 2.1-25 珠光体数量分级

级别	名称	珠光体数量（体积分数）/%	级别	名称	珠光体数量（体积分数）/%
1	珠 98	≥98	5	珠 70	< 75 ~ 65
2	珠 95	< 98 ~ 95	6	珠 60	< 65 ~ 55
3	珠 90	< 95 ~ 85	7	珠 50	< 55 ~ 45
4	珠 80	< 85 ~ 75	8	珠 40	< 45

除基体和石墨外，铸铁中尚有一定数量的非金属夹杂物，最常见的有硫化夹杂物及磷共晶体。

硫可以以硫化铁的形式完全溶解于铁液中，但凝固时硫在固溶体（奥氏体）或渗碳体中的溶解度很小。硫的质量分数为 0.02% 时，即可能有独立的硫化物出现，如锰量较低、冷速较大时，形成三元硫化物共晶（$Fe\text{-}FeS\text{-}Fe_3C$，$w$（C）= 0.17%，$w$（S）= 31.7%，$t_{熔}$ = 975℃），或以富铁硫化物形态存在于共晶团晶界上，能降低铸铁的强度性能。当锰量较高时，则形成高熔点的 MnS（$t_{熔}$ = 1 650℃）或（Fe、Mn）S 质点，对强度性能则无多大影响。

硫化锰质点在光学显微镜下呈灰色小点。

磷共晶常沿共晶团晶界呈网状、岛状或鱼骨状分布（见图 2.1-54）。它的性质硬而脆，使铸铁的韧性降低，脆性增加，因此质量要求高的铸件常要限制磷的含量。

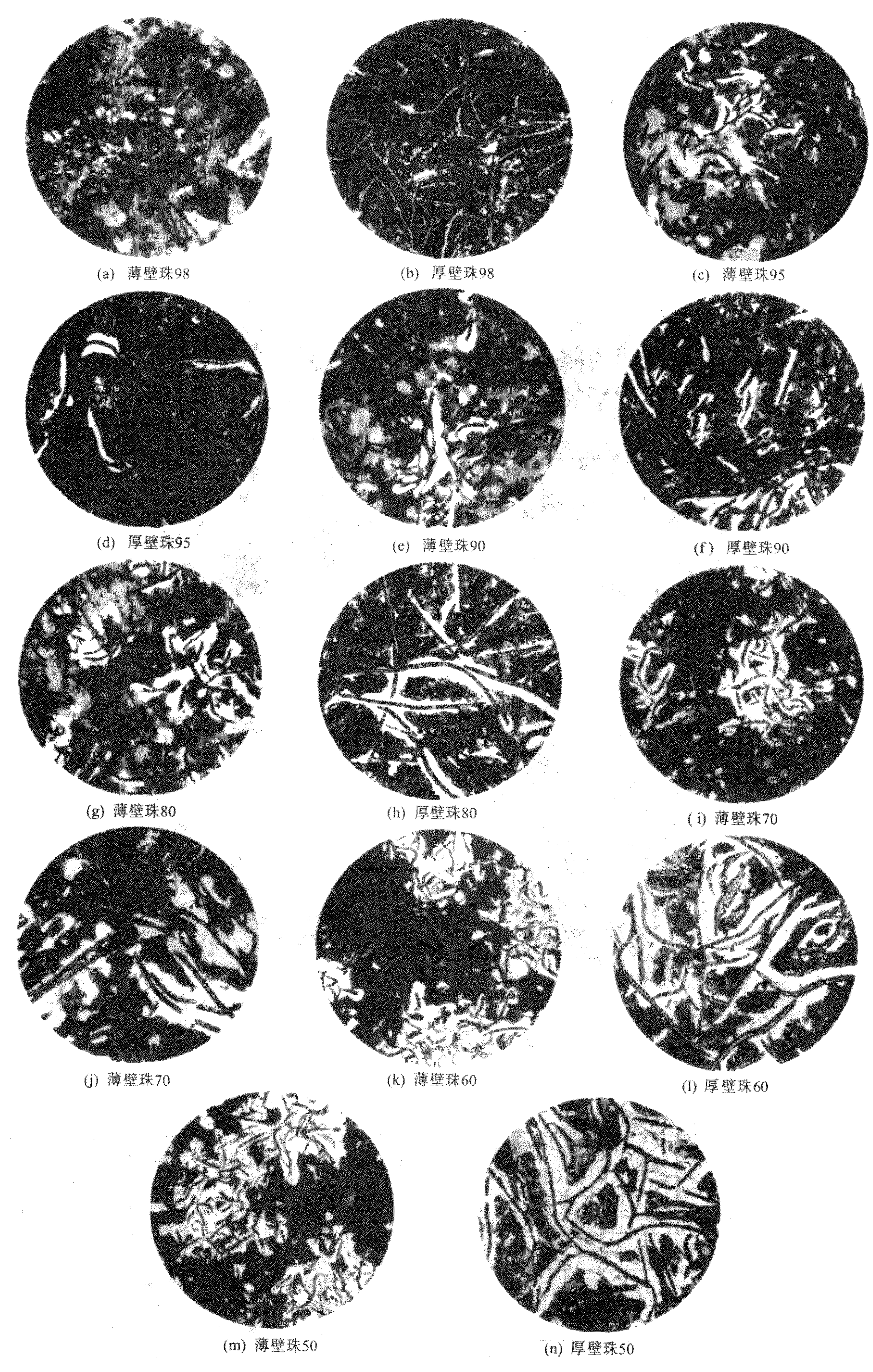
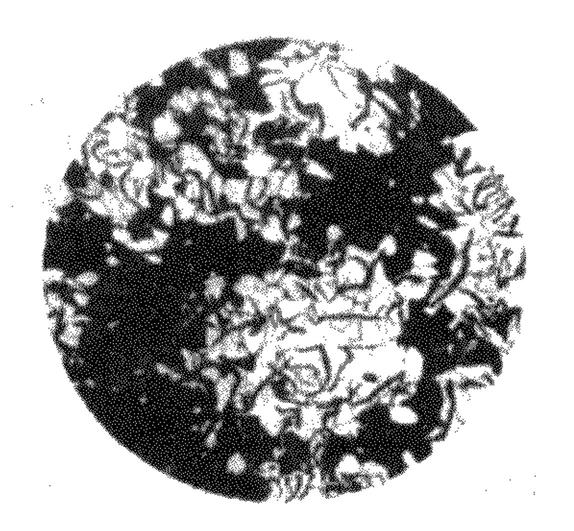


图 2.1-53 珠光体数量图 ×100

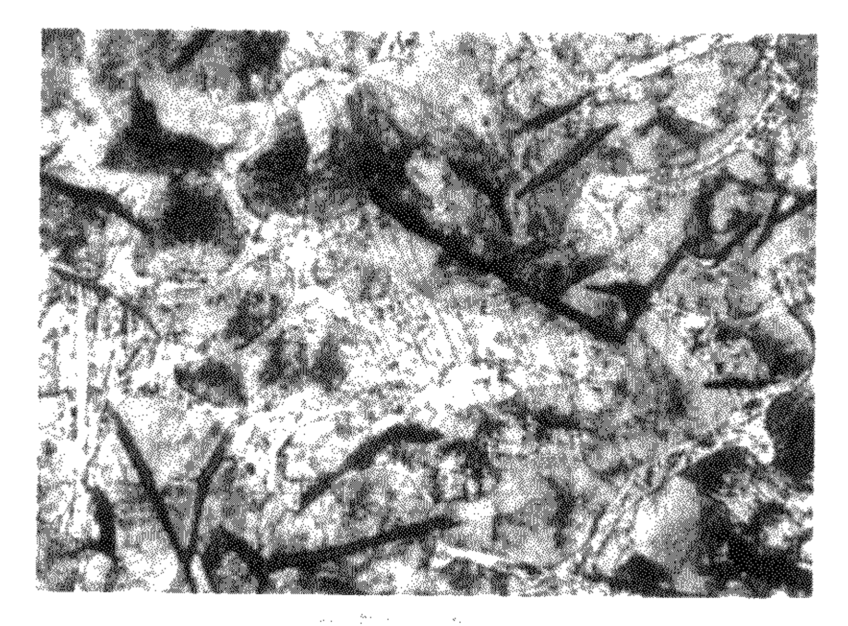


(o) 薄壁珠40

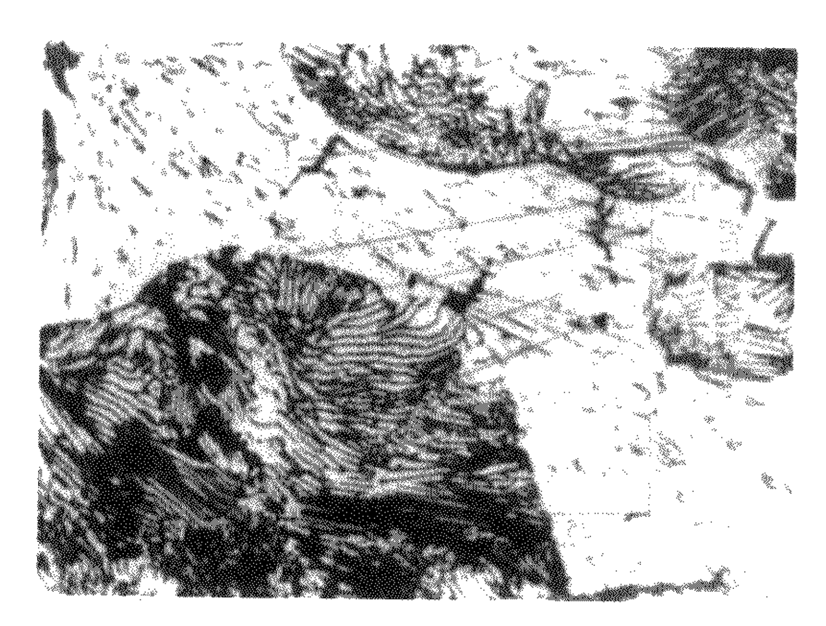


(p) 厚壁珠40

续图 2.1-53



(a) 珠光体+三元磷共晶+片状石墨　×400



(b) 白色磷化铁基体上分布着铁素体+碳化物颗粒　×1000

图 2.1-54　含磷灰铸铁的金相组织

2.2　灰铸铁的性能

在灰铸铁组织中，石墨与金属基体是决定铸铁性能的主要因素。一般说来，石墨是这二个因素中的主要方面。石墨的作用有二重性，有使力学性能降低的一面，但又能赋予铸铁具有若干优良性能的一面，故对于石墨的作用要有正确的评价。

2.2.1　灰铸铁的力学性能

1）抗拉强度　铸铁和钢具有基本相同的基体组织，只是基体数量稍有不同而已，但是两者的强度性能差别很大，这主要由于有石墨存在的缘故。由于石墨几乎没有强度，又因为石墨好象是存在于铸铁中的裂口，所以，一方面由于它在铸铁中占有一定量的体积，使金属基体承受负荷的有效截面积减少；而更为重要的是，在承受负荷时造成应力集中现象。前者称为石墨的缩减作用，可后者称为石墨的缺口作用（切割作用）。由于石墨的存在所造成的这两个作用，使铸铁的金属基体的强度不能充分发挥。据统计，普通灰铸铁基体强度的利用率一般只有 30% ~ 50%，因此表现出了灰铸铁的抗拉强度很低。此外，由于石墨存在而造成的严重应力集中现象，导致裂纹的早期发生并发展，因而出现脆性断裂，故灰铸铁的塑性和韧性几乎表现不出来。很明显，石墨的切割作用对基体的危害比缩减作用要强烈得多。

石墨的缺口作用主要取决于石墨的形状和分布，尤以形状为主，如为片状石墨则主要取决于石墨片的尖锐程度，通常可以用石墨的表面积与体积之比来说明。根据一般知识可知，长片状石墨的表面积与体积之比大于厚片状石墨的比值，而厚片状石墨的表面积与体积之比又大于球状石墨的比值。这个比值越大，造成应力集中的现象越严重，对灰铸铁强度的降低也就越厉害。因此在灰铸铁内，较有利的片状石墨应为钝片状的，因它带有不深的、钝角的裂口，对基体的破坏作用就要轻些。显然，改变石墨形状是提高灰铸铁力学性能的有效措施，石墨形状对珠光体灰铸铁抗拉强度的影响见表 2.1-26。

表 2.1-26　石墨形状对珠光体灰铸铁抗拉强度的影响

石墨形状	长片状（普通灰铸铁）	细片状（孕育灰铸铁）	蠕虫状（蠕虫状石墨铸铁）	团絮状（可锻铸铁）	球状（球墨铸铁）
抗拉强度 σ_b/MPa	150 ~ 250	200 ~ 400	350 ~ 500	450 ~ 700	600 ~ 800

石墨的缩减作用取决于石墨的大小、数量和分布，尤以数量为主。一般来说，石墨的数量越多、尺寸越大、石墨的缩减作用就越大，铸铁的强度和塑性就越低。普通灰铸铁中随着含碳量的降低，石墨数量将相应减少，且如果石墨的分布越均匀，交叉又少，则铸铁的强度就会越高。

2）抗压强度　灰铸铁用作机器底座、支承重量等构件时需计算抗压强度。灰铸铁的抗压强度非常高（见表 2.1-27），一般为抗拉强度的 3 ~ 4 倍。

表 2.1-27　灰铸铁的抗压强度

美国灰铸铁牌号	抗拉强度/MPa	抗压强度/MPa
20	152	572
25	179	669
30	214	752
35	252	855

续表 2.1-27

美国灰铸铁牌号	抗拉强度/MPa	抗压强度/MPa
40	293	965
50	362	1 130
60	431	1 293

测定抗压强度时，试样的长径比为2:1。如长径比为1:1，则测得的抗压强度比长径比2:1时的高10%～12%。

灰铸铁的抗压强度值（MPa）和硬度值（HBS）之间有一定关系：对未经孕育的灰铸铁其比值在3.4～4.0；孕育后的灰铸铁硬度小于175HBS时，比值小于3.7，硬度大于175 HBS时比值大于3.7。

和钢、可锻铸铁等韧性材料不同，灰铸铁在压缩负载下破坏之前几乎没有塑性变形。在低应力下，压缩弹性模量要比拉伸弹性模量大3%～5%。

3）抗弯强度 抗弯强度通常在未经加工的ϕ30 mm标准试棒上测定。由于灰铸铁受力时不符合虎克定律，其断面中不受应力的轴线并不处在断面中心，而在靠近受压应力的一边。故按弯曲应力计算公式算出的应力要大于实际表面所受的应力，一般在1.3～2.1倍之间，抗拉强度值越高，此值越低。

从直径ϕ15～ϕ40 mm的圆柱试棒上测出的抗弯强度、抗拉强度之间有很好的线性关系（见图2.1-55）。这也是过去把抗弯强度作为灰铸铁另一个分级指标的原因。但由于不加工试棒往往会带进更多不稳定因素，世界上除俄罗斯外，都不再以抗弯强度作为评定灰铸铁的力学性能指标。

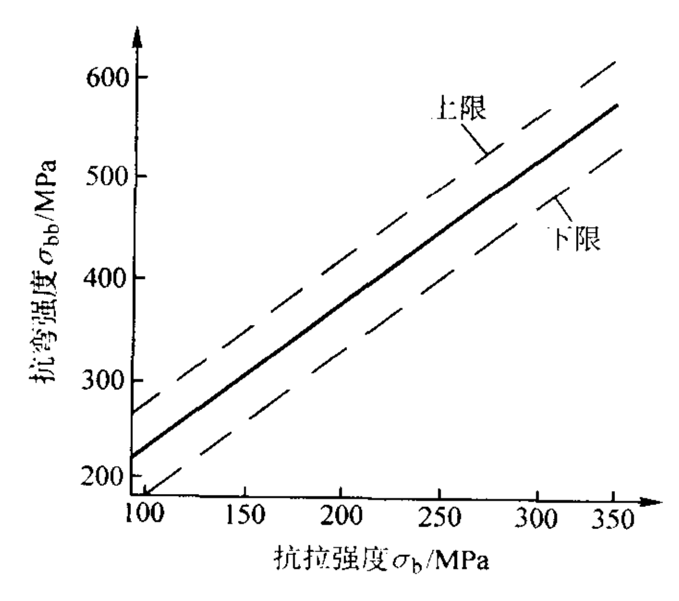


图2.1-55 抗弯强度与抗拉强度的关系
试棒直径ϕ15 mm、ϕ22 mm、ϕ30 mm、ϕ40 mm

灰铸铁在弯曲断裂前有一挠度，此值取决于弹性模量和抗拉、抗弯强度。较低强度的灰铸铁其弹性模量也小，挠度值就高。实际上，挠度大小和灰铸铁中含磷量的关系比强度的关系更密切。磷量相近，相差1～2个牌号的灰铸铁其挠度相近；磷的质量分数大于1%，则其挠度只有磷的质量分数为0.2%时的50%～80%。

4）拉伸弹性模量 石墨的存在使灰铸铁在很小的应力下就会发生塑性变形。这使灰铸铁在受拉伸或压缩负载时不服从胡克定律。其应力—应变曲线和钢不同，没有直线段和屈服点，在卸载时应变曲线也不是直线。

图2.1-56给出了灰铸铁在不断增加应力水平反复拉伸时的应力-应变曲线。试棒受到拉伸载荷越大，卸载后产生的残余变形也越大。这种现象在受压缩载荷时也存在，表明灰铸铁没有一个固定的弹性模量。用切线法求得无应力下灰铸铁的弹性模量E_0，用割线法求得任一应力处弹性模量，可得图2.1-57弹性模量和应力的关系，并可用下式表示：

$$E = E_0 - b\sigma$$

式中，E为应力为σ时的弹性模量；σ为试件所受应力；E_0为零应力时的弹性模量；b为系数，和石墨形状、数量有关。

影响灰铸铁弹性模量的最重要因素是片状石墨的数量和形状。一般来讲，E_0随石墨数量的增加而降低；石墨切割基体作用越大，则弹性模量越小。D型石墨较之A型石墨有较高的E_0，且随应力的增加，其下降速度比较小（见图2.1-58）。磷对E_0影响不大，但有增加E_0的趋势。石墨量一定时，基体对E_0影响不大，退火铁素体灰铸铁弹性模量比较低，这是由于碳化物分解、更多的石墨析出所致。

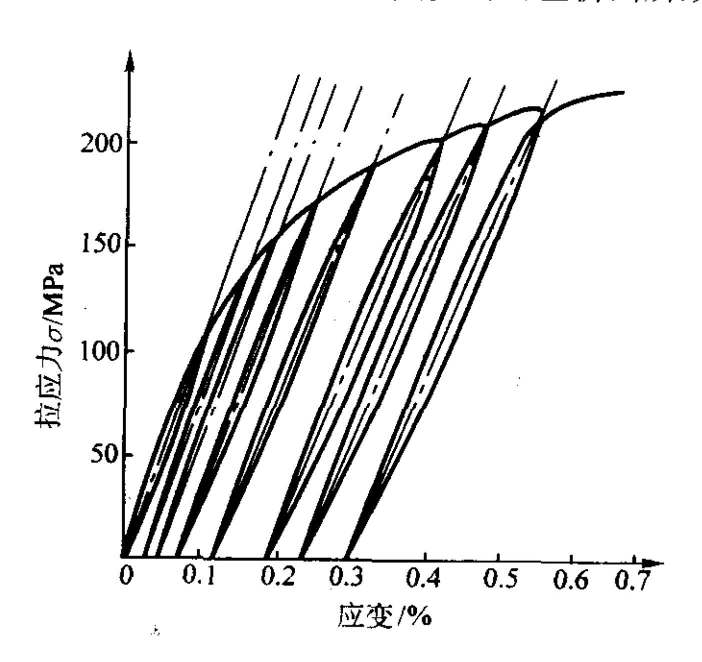


图2.1-56 灰铸铁的抗拉应力－应变曲线
（试验用灰铸铁抗拉强度为232 MPa）

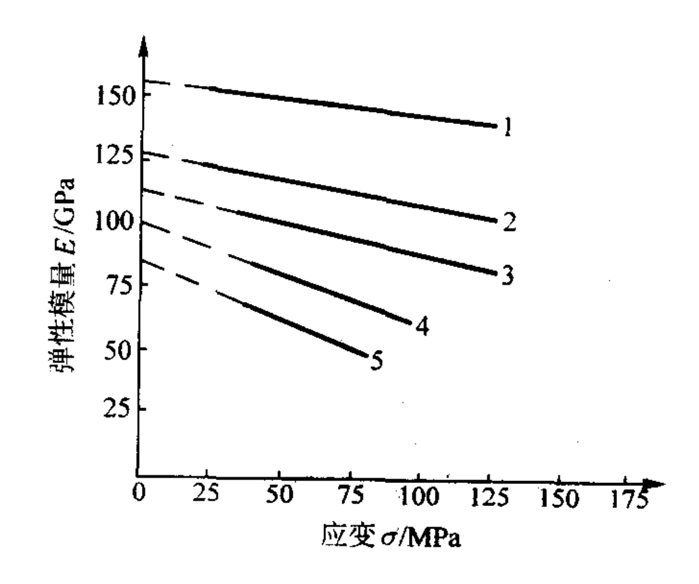


图2.1-57 灰铸铁的拉伸弹性模量
试验用灰铸铁抗拉强度分别为：1—371 MPa 2—259 MPa；3—176 MPa；4—137 MPa；5—117 MPa

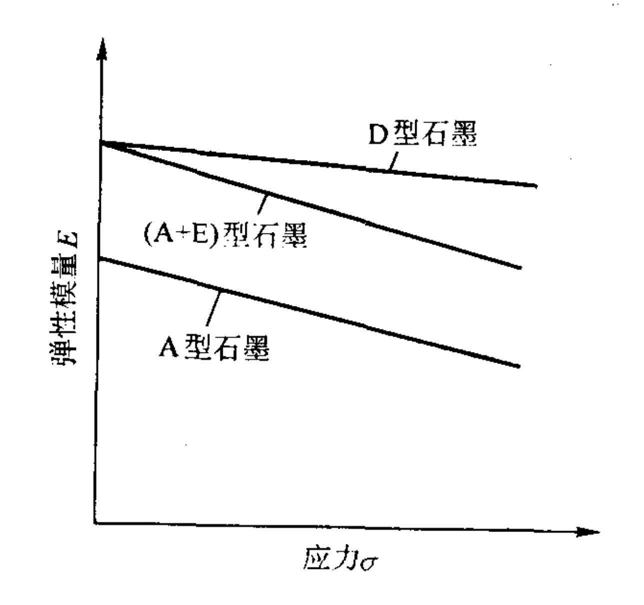


图2.1-58 不同石墨形态时弹性模量与应力的关系

精密机床等受载荷很小的构件，设计时可采用 E_0 来代表弹性模量。通常，在灰铸铁工程构件中，使用应力很少超过抗拉极限的 1/4，设计师们愿用应力为 $\sigma_b/4$ 时的 $E\sigma_b/4$ 来代替该牌号灰铸铁的弹性模量。美国推荐的 $\sigma_b/4$ 时的弹性模量列于表 2.1-28。

表 2.1-28　灰铸铁的弹性模量（$E\sigma_b/4$）

美国灰铸铁牌号	拉伸弹性模量 /GPa	减切弹性模量 /GPa
20	66 ~ 97	27 ~ 39
25	79 ~ 102	32 ~ 41
30	90 ~ 113	36 ~ 45
35	100 ~ 119	40 ~ 48
40	110 ~ 138	44 ~ 54
50	130 ~ 157	50 ~ 55
60	141 ~ 162	54 ~ 59

5）硬度　硬度在一定条件下可表示灰铸铁的强度大小、耐磨性高低以及切削性能的好坏。

灰铸铁的硬度值在石墨和基体两者硬度值之间，它的大小在很大程度上取决于石墨的形状、分布和数量。表 2.1-29 表明，尽管基体硬度相近，铸铁的硬度随总碳量的降低或石墨由 A 型转变为 D 型都有明显的提高。

表 2.1-29　石墨类型和分布对淬硬灰铸铁硬度的影响

石墨类型	总碳量（质量分数）/%	铸铁硬度 HRC	基体硬度 HRC
A	3.06	45.2①	61.5
A	3.53	43.1	61.0
A	4.00	32.0	62.0
D	3.33	54.0	62.5
D	3.60	48.7	60.5

① 此值对 w（C）=3.06% 的硬度不典型，应为 48 ~ 50HRC。

早期人们认为硬度和抗拉强度之间呈线性关系，但实际上并非如此，如图 2.1-59 所示。由于石墨的存在，两者之间的关系和钢是不同的。

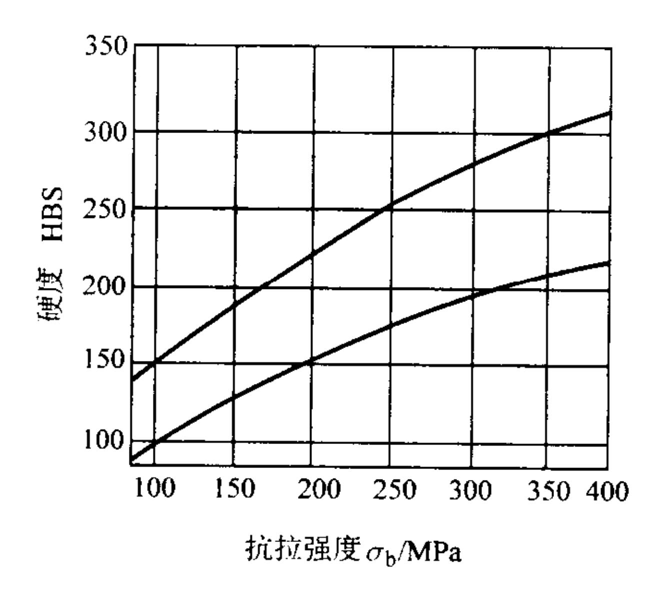


图 2.1-59　布氏硬度和抗拉强度的关系

提高硬度有利于材质耐磨性的提高，但两者之间也没有明确的关系。

布氏硬度可根据其化学成分按下式计算：

$$HBS = 444 - 71.2 \times w(C)\% - 13.9 \times w(Si)\% + 21 \times w(Mn)\% + 170 \times w(S)\%$$

计算精度为 12.46HBS。

抗拉强度和布氏硬度之比

$$m = \frac{\sigma_b}{HBS}$$

是评述灰铸铁切削性能的指标。m 值大表明在较高强度时，硬度值相对较低，从而有良好的切削性能。有的单位取 $m = 1 \sim 1.4$ 作为灰铸铁的内控指标，σ_b 单位为 MPa。

6）冲击性能　灰铸铁是一种脆性材料，不推荐在需要高冲击性能的场合使用。但有的灰铸铁件，如压力管道等必须具有一定的抗冲击能力，以防在运输及安装中损坏。珠光体灰铸铁的冲击吸收功随其抗拉强度增加而提高（见表 2.1-30）。铁素体基体具有较高的冲击吸收功（见表 2.1-31）。灰铸铁的强度越高、硬度越低，则冲击性能越好。

表 2.1-30　珠光体灰铸铁强度对冲击吸收功的影响

抗拉强度/MPa	冲击吸收功 A_k/J	备　注
154 ~ 216	9.8 ~ 15.68	按 ISO R946 标准，在 ϕ20 mm 试棒上测得
216 ~ 309	14.7 ~ 27.44	
>309	21.56 ~ 29.4	

表 2.1-31　基体对冲击吸收功的影响

基　体	抗拉强度/MPa	冲击吸收功 A_k/J
珠光体	323	31.2
铁素体	175	115.3

2.2.2　灰铸铁的物理性能

1）密度　灰铸铁的密度取决于其结构中各组成物的相对量，尤其受含碳量、石墨含量的影响最大。不同牌号灰铸铁的密度 ρ 在 6.95 ~ 7.354 g/cm³ 之间。

对于实验室中的小试块其密度（g/cm³）可用下式计算：

$$\rho = 8.11 - 0.223 \times w(C)\% - 0.091 \times w(Si)\% - 0.071 \times w(P)\%$$

式中　w（C）%、w（Si）%、w（P）% 为总碳、硅及磷的质量分数。

密度随碳当量的增加而降低，但碳当量一定时，密度随碳、磷量的增加而增加，随硅量的增加而降低。

实际铸件的密度与实验室小试样的密度往往有些差距（见表 2.1-32）。

珠光体在退火后分解、析出石墨使灰铸铁的密度减小 0.1 ~ 0.2 g/cm³。

灰铸铁在拉伸时，石墨所占空间被拉大，密度会相应减小。

固态密度为 7.174 g/cm³ 的灰铸铁，1 200℃熔化时，密度为 6.92 g/cm³。凝固线以上的铁液密度可按 6.654 g/cm³ 估计。

2）比热容　灰铸铁的比热容和其成分及加热温度有关。表 2.1-33、表 2.1-34 列出了试验灰铸铁成分及不同温度下的比热容。表 2.1-35 列出了几种铸铁的熔解热。

3）线胀系数　灰铸铁的线胀系数主要和所在温度范围有关，而在通常范围内的 C、Si、Mn、S、P 量则影响不大。表 2.1-36 ~ 表 2.1-38 列出了灰铸铁的线胀系数。

表 2.1-32　铸件的密度

铸　铁　件	实验室小试样密度 /g·cm^{-3}	真　实　铸　件			
		质量 /kg	断面厚度 /mm	CE /%	密度 ρ/g·cm^{-3}
厚断面低强度铸铁	6.8	508 ~ 1 017	356 ~ 508	3.84 ~ 4.26	6.88 ~ 6.95
高磷铸铁，断面厚度 32 mm	7.06 ~ 7.14	0.38 ~ 0.59	51	4.39	7.14
高磷铸铁，断面厚度 4 mm	7.19 ~ 7.12	0.08 ~ 0.59	6 ~ 51	4.39 ~ 4.42	7.12 ~ 7.19
抗拉强度 201 ~ 216 MPa，断面厚度 6 ~ 32 mm	7.2 ~ 7.3	7.7	83	4.18	7.1
抗拉强度 278 MPa，断面厚度 6 ~ 32 mm	7.25 ~ 7.4	36.7	70	3.82	7.15
抗拉强度 309 ~ 355 MPa，断面厚度 19 ~ 32 mm	7.4	386	断面尺寸 610 mm × 203 mm	3.63	7.18

表 2.1-33　试验用灰铸铁化学成分

铸铁试样代号	元素的质量分数/%					
	C	Si	Mn	S	P	Cu
a	4.22	1.48	0.73	0.03	0.12	0.22
b	4.31	1.11	0.53	0.2	0.12	0.21
c	3.71	1.50	0.63	0.069	0.147	—
d	3.72	1.41	0.88	0.078	0.540	—
e	3.61	2.02	0.80	0.08	0.88	—
f	2.8	1.48	0.73	0.023	0.12	—

表 2.1-34　不同温度范围内灰铸铁的平均比热容

温度范围/℃	平均比热容/J·(kg·K)$^{-1}$					
	试样 a	试样 b	试样 c	试样 d	试样 e	试样 f
0 ~ 100	548.47	—	—	—	—	—
0 ~ 200	516.03	—	460.55	376.81	288.89	—
0 ~ 300	573.59	—	494.04	435.43	376.81	556.84
0 ~ 400	586.15	—	506.60	464.73	422.87	565.22
0 ~ 500	594.53	—	514.98	481.48	447.99	586.15
0 ~ 600	619.65	—	535.91	502.42	468.92	607.09
0 ~ 700	644.77	—	602.90	552.66	510.79	640.58
0 ~ 800	703.38	—	665.70	636.39	592.59	690.82
0 ~ 900	720.13	—	678.26	657.14	632.21	711.76
0 ~ 1 000	732.69	736.88	674.07	653.14	632.21	720.73
0 ~ 1 100	745.25	749.44	669.89	648.95	628.02	732.69
0 ~ 1 200	916.91	921.10	870.85	849.52	833.17	904.35
0 ~ 1 250	—	921.10	—	—	—	—
0 ~ 1 300	912.72	—	849.92	828.99	812.24	908.54
0 ~ 1 350	—	—	841.55	816.43	799.68	—

表 2.1-35　几种铸铁的熔解热

铸铁试样（成分均为质量分数）/%	熔解热/J·g^{-1}
生铁	272.142；274.235①
高碳铸铁 C = 4.22，Si = 1.48，Mn = 0.73，S = 0.03，P = 0.12	196.780
高碳白口铸铁 C = 4.31，Si = 1.11，Mn = 0.53，S = 0.02，P = 0.12，Cu = 0.21	195.105
高碳白口铸铁 C = 4.35	247.02
灰铸铁 C = 2.5% ~ 3.5，Si = 1.5% ~ 2.5	209.34；230.274①
白心、黑心可锻铸铁	96.296

① 成分不同，熔解热不一样。

表 2.1-36　灰铸铁线胀系数

温度范围/℃	线胀系数/10^{-6}K^{-1}
-191 ~ +16	8.5
0℃~ +100	10.5
0 ~ +500	13.0
室温	10.0

4) 热导率　灰铸铁的室温热导率约为 46.05 W/(m·K)，它随温度的提高而降低。在 100 ~ 450℃之间，每增加100℃，热导率下降 1.47 ~ 1.88 W/(m·K)。

加入合金元素硅、锰、磷、铝、铬、铜、镍等会降低热导率，钼、钨则增加热导率，钒则无影响。图 2.1-60 是硅量对热导率的影响。

表 2.1-37 高磷铸铁[1]线胀系数 $10^{-6}K^{-1}$

铸铁基体	温度范围/℃						
	20 ~ 120	20 ~ 190	20 ~ 285	20 ~ 310	20 ~ 400	20 ~ 480	20 ~ 575
铁素体为主	10.9	11.7	12.2	12.2	12.8	13.1	13.2
铁素体为主	10.9	11.7	12.0	12.0	12.4	12.7	13.1
珠光体为主	11.2	11.8	12.1	12.2	12.8	13.1	13.3

① 化学成分（%）：w（C）=3.2~3.4、w（Si）=2.8~3.0、w（Mn）=0.4~0.6、w（S）=0.1~0.12、w（P）=0.8~1.0。

表 2.1-38 几种铸铁的线胀系数

序号	说明	元素质量分数/%					线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$					
		C	Si	Mn	S	P	0~100℃	0~200℃	0~300℃	0~400℃	0~500℃	0~600℃
1	电解铁	—	—	—	—	—	12.0	12.6	133	13.8	14.3	14.7
2	钢锭模（珠光体）	3.77	1.81	0.43	0.096	0.037	—	12.0	—	12.5	—	12.8
3	钢锭模	3.49	2.07	0.73	0.039	0.042	—	12.5	—	12.5	—	128
4	钢锭模	3.47	2.45	0.78	0.083	0.029	—	11.9	—	12.5	—	133
5	灰铸铁（低碳）	3.12	2.0	0.93	0.151	0.255	10.6	11.3	11.9	—	—	—
6	灰铸铁（高碳）	3.66	1.44	0.85	0.129	0.29	10.4	11.1	11.7	12.7	12.7	—
7	耐热铸铁	2.25	5.8	—	—	—	—	11.3	11.6	12.0	12.0	12.9
8	高硅铸铁	0.41	14.7	0.75	0.015	0.023	12.2	12.9	13.7	14.6	15.4	16.3

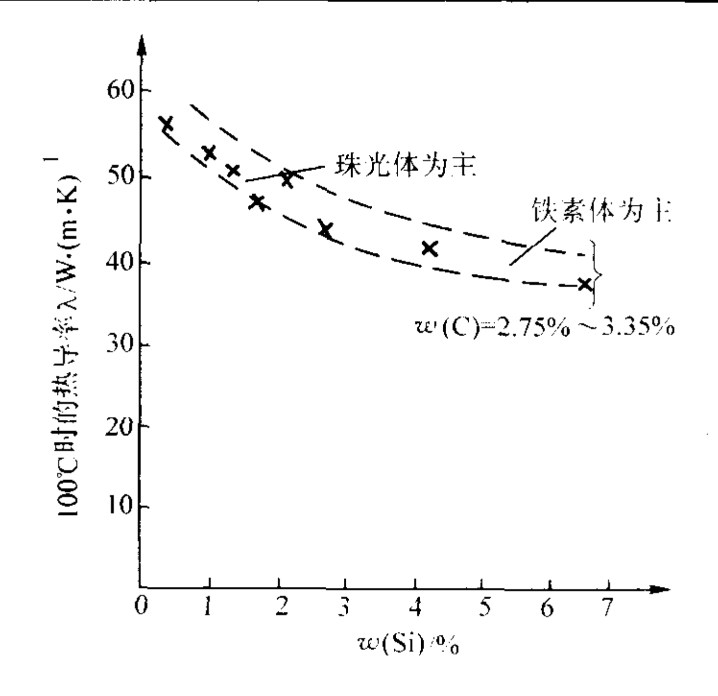


图 2.1-60 硅对热导率的影响

5）电阻率 灰铸铁的电阻率因碳、硅含量和基体组织的不同有较大的变化，一般在 0.20 ~ 0.80 μΩ·m 之间。碳、硅含量对灰铸铁常温电阻率的影响见图 2.1-61。石墨越粗大、越多，灰铸铁电阻率就越大。

磷、镍、铝和硅一样都增加电阻率（见表 2.1-39）。铜、钼、铬、钒等增加电阻率的作用较小。

抗拉强度为 201 ~ 324 MPa 的灰铸铁，在受 80% 负载时，电阻率会增加 0.9% ~ 1.6%。

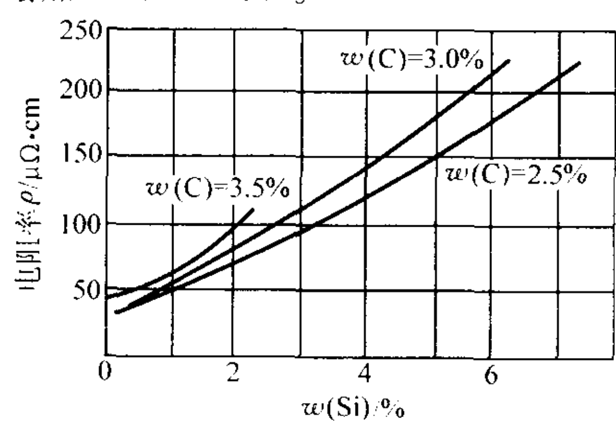


图 2.1-61 碳、硅对灰铸铁常温电阻率的影响

表 2.1-39 合金元素对电阻率的影响

w（P）[1] /%	电阻率 /μΩ·m	w（Ni）[2] /%	电阻率 /μΩ·m	w（Al）[3] /%	电阻率 /μΩ·m
0.11	0.760	—	0.864	0.06	0.441
1.13	0.857	0.47	0.794	0.22	0.487
—	—	0.86	0.991	0.66	0.556
—	—	1.22	1.033	1.18	0.635
—	—	1.45	1.058	2.30	0.890
—	—	1.81	1.032	3.34	0.937

① 其他元素含量（质量分数,%）：C=3.05，Si=2.36，Mn=0.77，S=0.015~0.0210

② 其他元素含量（质量分数,%）：C=3.52，Si=1.63，Mn=0.64，S=0.041，P=0.050。

③ 其他元素含量（质量分数,%）：C=2.95~3.0，Si=0.9~1.01，Mn=0.64，S=0.072，P=0.041。

6）磁性能 灰铸铁磁性能的变化范围很大，它可从低磁导率、高矫磁力一直变至高磁导率、低矫磁力。这些变化主要取决于灰铸铁的组织。添加合金来获得所需的磁性能，都是通过改变灰铸铁的组织来实现的。

铁素体磁导率高、磁滞损失小，珠光体则恰恰相反。珠光体退火成铁素体，磁导率可提高四倍。增大铁素体晶粒能减小磁滞损失。渗碳体的存在降低磁感应强度、磁导率及剩磁，增加矫磁力和磁滞损失。粗大石墨存在会降低剩磁，A型石墨变至 D 型石墨可明显增加磁感应强度和矫磁力。

在达到非磁性的临界温度前，温度上升使材料磁导率明显增加。纯铁的居里点即为 α - Y 转变的温度为 770℃。w（Si）为 5%时，居里点降至 730℃。无硅渗碳体的居里点温度为 205 ~ 220℃。

常用牌号的灰铸铁，基体以珠光体为主时，其最大磁导率在 309 ~ 400 μH/m 之间。表 2.1-40 列出了三种灰铸铁的磁性能。

表 2.1-40　灰铸铁的磁性能

铸铁代号	化学成分（质量分数）/%						
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr
A	3.12	2.22	0.67	0.067	0.13	< 0.03	0.04
B	3.30	2.04	0.52	0.065	1.03	0.34	0.25
C	3.34	0.83 ~ 0.91	0.20 ~ 0.33	0.021 ~ 0.038	0.025 ~ 0.048	0.04	< 0.02

磁性能	A		B		C	
	珠光体	铁素体	珠光体	铁素体	珠光体	铁素体
w（化合碳）/%	0.70	0.06	0.77	0.11	0.88	—
剩磁/T	0.413	0.435	0.492	0.439	0.521 5	0.618 5
矫磁力/$A \cdot m^{-1}$	557	199	716	279	637	199
磁滞损失/$J \cdot m^{-3} \cdot Hz^{-1}$（$B = 1T$）	2 696	696	2 729	1 193	2 645	938
磁场强度/$kA \cdot m^{-1}$（$B = 1T$）	15.9	5.9	8.7	8.0	6.2	4.4
最大磁导率/$\mu H \cdot m^{-1}$	396	1 960	353	955	400	1 703
最大磁导率时磁场强度/$A \cdot m^{-1}$	637	199	1 035	318	1 114	239
电阻率/$\mu\Omega \cdot m$	0.73	0.71	0.77	0.75	0.42	0.37

2.2.3 灰铸铁的使用性能

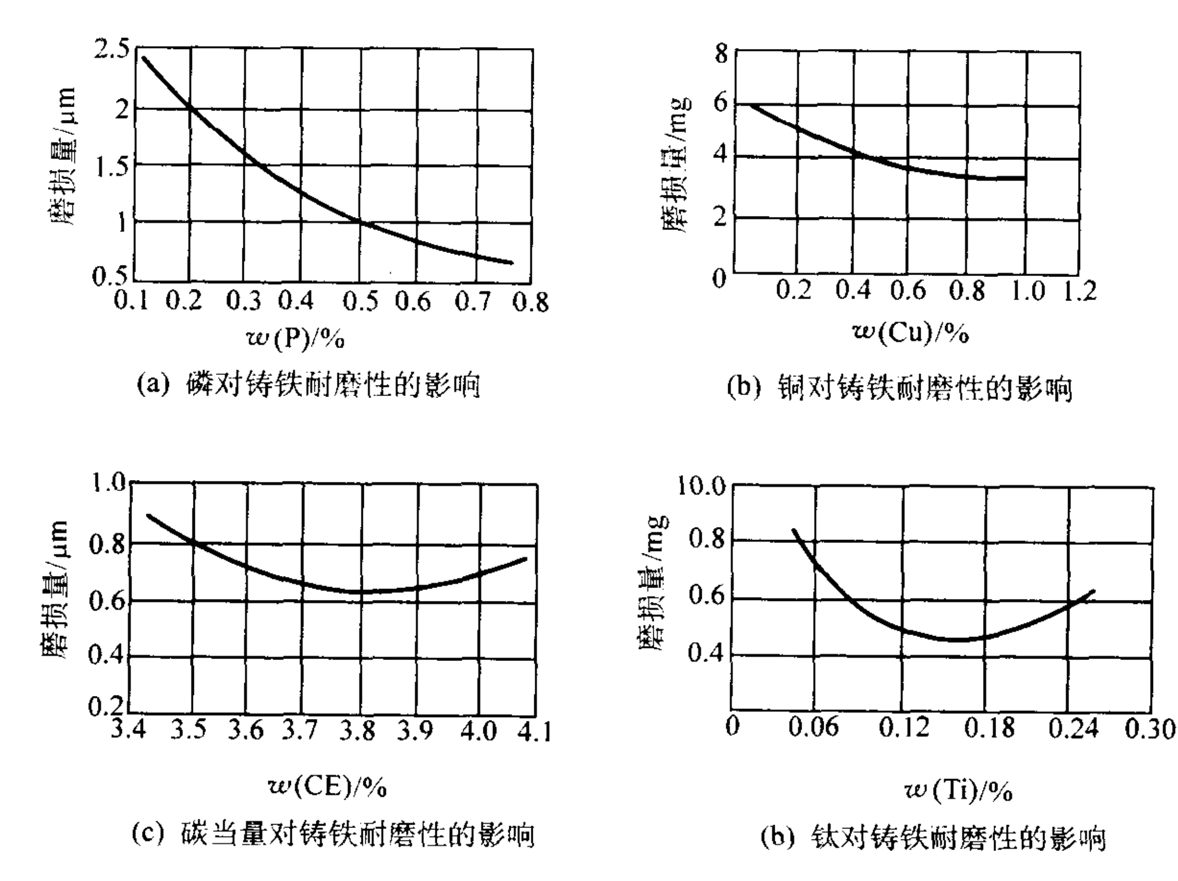
在不同条件下工作的机械对灰铸铁零件提出了一些不是常规力学性能所能代表的使用性能要求，设计人员及工厂生产者必须对此重视。

1）减摩与耐磨性　实践证明，灰铸铁具有良好的减摩性能，这是因为在石墨被磨掉的地方形成大量的显微“口袋”，可以储存润滑油以保证使用过程中油膜的连续性，并且石墨本身也是良好的润滑剂。从提高减摩性的角度看，无论是石墨数量，还是石墨大小都要适中。过粗、过多时割裂基体严重，过细、过少时润滑不足，都不利于减摩性。珠光体基体加上数量大小适中、均匀无方向性分布的石墨的铸铁，可有良好的减摩性能。

有耐磨要求的灰铸铁零件大多在滑动条件下工作。刹车片、刹车鼓、离合器片、气缸套、活塞环、机床导轨、轴承、液压阀件等都是其典型件。按零件工作状态又可分为干摩擦和有润滑摩擦两种。按零件失效形式，又可分为磨料磨损、黏着磨损、接触疲劳磨损和腐蚀磨损。实际工况中往往几种磨损形式同时产生，而又以 1 ~ 2 种为主。不同工况下工作、以不同磨损形式失效的零件，对材质提出了不同的要求。

磷被广泛用作在灰铸铁中增加硬化相的元素，它对耐磨性的影响如图 2.1-62 所示，该图也列出了碳当量、铜、钛的影响。

以磨料磨损为主的正常磨损中，除材质外，磨粒的特性也起着重要的作用。图 2.1-63 是尘粒尺寸对磨损的影响。对于此种情况，提高寿命的最佳措施是减少空气和润滑油中的磨粒。



(a) 磷对铸铁耐磨性的影响　(b) 铜对铸铁耐磨性的影响

(c) 碳当量对铸铁耐磨性的影响　(b) 钛对铸铁耐磨性的影响

图 2.1-62　磷及碳当量、铜、钛对灰铸铁耐磨性的影响

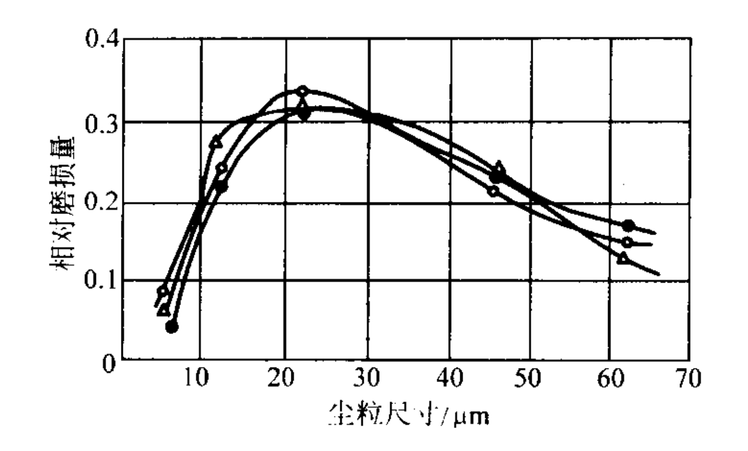


图 2.1-63 活塞环相对磨损量与尘粒尺寸的关系

△—SAE10 润滑油；○—SAE30 润滑油；●—SAE50 润滑油

2）减振性 灰铸铁中的片状石墨促使在循环应力下铸铁易产生微观塑性变形和位错，使振动能量受到不可逆转的损耗，加速振动的衰减，因此灰铸铁具有良好的阻尼性能与减振性。这是灰铸铁具有的特殊性能之一，是它广泛用于制造内燃机和机床零件的一个原因。表 2.1-41 是各种金属材料的相对减振性能。灰铸铁中，片状石墨越细小，石墨量越少，减振性越差，共晶过冷石墨减振性最差。

表 2.1-41 各种材料的相对减振性

材料名称	相对减振性
粗片状石墨灰铸铁	100 ~ 500
细片状石墨灰铸铁	20 ~ 100
可锻铸铁	8 ~ 15
球墨铸铁	5 ~ 20
纯铁	5
共析钢	4
白口铸铁	2 ~ 4
铝	0.4

3）耐热疲劳性能 铸铁被反复加热冷却时，由于温度差造成各部分热膨胀、热应变不同，从而产生了热应力。反复加热也可能引起珠光体分解造成的体积变化以及局部产生氧化。这几项因素和零件原承受的负载一起往往造成一个超过材料本身强度的总应力，使零件失效开裂。这是一个复杂的过程，不能用材质的某一性能表示，而和强度、热导率、线膨胀系数、弹性模量等有关。通常可模拟工况设计试样，用开裂或断裂前的反复加热次数来评价材料的热疲劳性能。

珠光体基体的铸铁具有较好的热疲劳性能；A 型石墨比 D 型石墨具有较高的热疲劳性能；强度相同时，石墨量多有利于提高热疲劳性能。一般说来，球墨铸铁、蠕墨铸铁的抗热疲劳能力比灰铸铁高。合金元素，尤其是钼能明显改善铸铁的热疲劳性能。

4）抗氧化、抗生长性能 把铸铁置于高温下，或将其反复加热冷却，铸铁会产生不可逆的膨胀，这种现象称之为铸铁的生长。它取决于基体组织中碳化物和珠光体的分解，以及从铸铁表面开始向内进行的氧化。它们会影响铸铁在使用时的尺寸稳定性。变形量足够大时会使零件失效。

研究表明：普通灰铸铁在 350℃以下的大气中几乎不氧化和生长；在 700℃以下氧化较少，但有生长，并会造成尺寸变化；700℃以上，氧化和生长两者都急剧增加。表 2.1-42 列出了铸铁在 400 ~ 500℃的大气中 64 周后的生长和氧化情况。

抑制灰铸铁生长的主要措施有。①严格控制化学成分，避免组织中形成碳化物。②铸件进行退火处理，使珠光体发生分解。③适当提高锰量，增加铬、钼等碳化物稳定元素，以防止碳化物使用时分解。④减少碳当量，保证石墨片细小。

表 2.1-42 各种铸铁的氧化性

序 号	种类① （成分均为质量分数）	氧化皮的生长量/10^{-3}g·cm^{-2}			备 注
		400℃	450℃	500℃	
1	FC15（C = 3.7%）	2.69	4.55	15.85	
2	FC25（C = 3.2%）	1.86	3.24	9.93	
3	FC25（C = 3.2%，厚壁）	2.63	4.11	10.10	
4	FC30（C = 3.1%，Ni = 0% ~ 6%，Mo = o.5%）	1.65	3.28	8.44	低合金铸铁
5	FC30（C = 3.1%，Ni = 0% ~ 6%，Cr = 0.4%，Mo = 0.6%）	1.81	3.56	8.12	低合金铸铁
6	FCD70（C = 3.5%，Si = 2%）	1.04	2.19	4.66	珠光体球墨铸铁
7	FCD45（C = 3.2%，Si = 2%）	1.15	2.08	4.17	铁素体球墨铸铁

① FC、FCD 为日本的铸铁牌号。

实际生产中灰铸铁成分不能按一种性能来选取，故常用添加合金元素来控制氧化生长，其中铬使用得最普遍。

5）致密性 石墨的存在破坏了基体的连续性和致密性。为此灰铸铁的致密性在很大程度上取决于石墨的形状和数量。导致石墨数量增多、粗大以及缩孔、缩松、粗晶组织形成的因素都会降低致密性。添加少量合金元素的灰铸铁具有较高的渗漏压力。

影响灰铸铁致密性的主要因素有：①石墨 石墨越长，越易渗漏；石墨长度和宽度之比 L/D 增加，致密性下降；石墨数量增多，致密性下降；②基体 珠光体基体不易渗漏；③共晶团 孕育过度，共晶团数太高（尤其是厚壁处），或晶粒过分粗大都易造成渗漏；④化学成分 碳量低可导致宏观缩松引起渗漏。碳量高使石墨过多，尤其在型芯刚度不够时，会因石墨膨胀而引起显微缩松。w(C) 控制在 3.3% ~ 3.4% 为宜；硅和碳以碳当量形式出现，作用规律和碳相似；磷形成磷共晶汇集于晶界和热节处造成粗晶和疏松而渗漏，应控制 w(P) 在 0.06% 以下；锰增加抗渗透能力；硫高锰低会降低致密性；铜、铬、镍合金元素能减少共晶石墨，细化石墨，稳定珠光体，含量合适有利于提高致密性。

2.2.4 灰铸铁的工艺性能

（1）铸造性能

液体金属能否很好地充满铸型的各个部分，在凝固时是否容易产生缺陷，冷却后能否得到完整、光洁的铸件，各部位性能是否均匀等均受制于金属的铸造性能。和其他铸造合金相比，灰铸铁由于凝固温度范围较窄，熔化温度较低，具有较好的铸造性能。

1）流动性 影响灰铸铁流动性的最大因素是铁液在液相线以上的过热度。在同样的过热度下，不同碳当量的铁液

具有相仿的流动性。浇注温度一定时，接近共晶成分的铁液具有较好的流动性。高牌号灰铸铁的含碳量低，铁液过热度相对减少，往往会引起充满铸型的困难。实际生产中灰铸铁的流动性受碳当量影响很大，而少量合金加入对其影响并不大。表2.1-43给出了在相同浇注温度条件下，不同碳当量灰铸铁的铸造性能。

适量锰能提高流动性。磷降低灰铸铁的凝固温度并形成低熔点的磷共晶，因而提高流动性，见表2.1-44。薄壁且要求高表面光洁的铸件可使用高磷铸铁。硫和氧，尤其是氧降低铁液流动性。

表2.1-43　浇注温度1400℃时，不同碳当量（无合金和加少量合金）灰铸铁的铸造性能

序号	元素质量分数/%								抗拉强度/MPa	螺旋线长度/mm	残余应力/MPa	体收缩			
	CE	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu				致密块密度/g·cm⁻³	缩孔相对容积/%	缩松相对容积/%	体收缩率/%
1	3.76	3.15	1.76	0.96	0.060	0.063	—	—	275	703	70.7	7.282	2.57	0.76	3.33
2	4.02	3.35	1.94	0.94	0.064	0.068	—	—	246	947	50.0	7.225	2.34	0.64	2.98
3	4.08	3.39	2.00	0.94	0.064	0.068	0.34	—	256	965	52.0	7.220	2.58	0.64	3.22
4	4.05	3.34	2.06	0.96	0.064	0.068	0.34	0.43	253	995	51.0	7.204	2.23	0.57	2.80

表2.1-44　磷对流动性的影响

元素质量分数/%			浇注温度/℃	螺旋线长度/mm	流动性相对百分数/%
P	C	CE			
0.16	3.26	3.92	1 340	630	100
0.52	3.26	3.95	1 340	835	133

2）收缩性　灰铸铁在凝固时，部分的碳会以石墨形式析出，因此从浇注到冷却的全过程中，除了有液相收缩、凝固收缩、固态收缩外，在凝固期尤其在凝固后期共晶转变时有凝固膨胀，在共析转变时有比其他铁碳合金大的二次膨胀。

液态收缩除和浇注温度有关外，还和铁液成分有关，碳量的影响最大。

灰铸铁的凝固收缩比球墨铸铁、可锻铸铁均小，普通灰铸铁的凝固收缩约2%，合金高强度铸铁约4%。

液相收缩和凝固收缩决定了缩孔的大小。普通灰铸铁由于成分接近共晶，石墨化能力又强，所以其收缩孔总体积只在-0.5%~0.2%，常可以不用补缩冒口即可获得健全铸件。

灰铸铁线收缩是指凝固后期、铸件内形成完整连续固相骨架后所发生的固态收缩。它不仅关系到尺寸大小、铸件变形，而且也会影响铸件内应力，甚至冷裂等铸造缺陷的产生。灰铸铁的线收缩（砂型铸造）在0.5%~1.3%，一般采用1%。

促进石墨化的因素都能减少灰铸铁的收缩，反之亦然。

3）铸造应力　铸造应力由金属在凝固后的收缩引起。它来自两个方面：型芯妨碍收缩在铸件内引起拉应力；不同的冷却速度，使先冷的薄壁妨碍后冷的厚壁收缩，在厚处产生拉应力、薄处产生压应力。这些应力一般在400~600℃之间产生。有时过强的抛丸清理也会在铸件表层产生压应力。经实测，这些应力叠加可使铸铁内应力达220 MPa，气缸体内应力高至130 MPa。铸造应力过高会导致冷裂、减少铸件承载能力。同时往往会引起铸件变形、破坏尺寸稳定性。这种情况在机械加工后由于表层去掉，破坏了原先应力的平衡时更为严重。

铸造应力可用480~600℃之间的时效热处理来消除，但仅推荐用于单件小批、尺寸精度要求特别高的铸件。

凡是能促进石墨化、降低弹性模量、减少收缩量以及减缓铸件冷却速度的因素都有利于减少铸件中的残余应力。为此应提高碳当量、尤其是碳量。在相同碳当量下，硅过高（w（Si）>3%）会减少石墨量、降低热导率、增加收缩。锰和硫阻碍石墨化，尤其是锰高硫低会增加应力，合金元素含量较高时使传热系数降低、弹性模量提高、线收缩增加，铸造应力加大。

4）断面敏感性　断面敏感性是指铸件各部位（外层与内层、厚壁处与薄壁处）在结晶后所得组织和性能的差异程度。它取决于铸铁成分、处理壁厚工艺和冷却速度。由于冷却速度不同，不仅影响到灰铸铁结晶晶粒的大小，而且影响到碳的存在形式和分布。因此灰铸铁的断面敏感性要比其它金属大，薄壁处易形成过冷石墨及白口，厚壁处石墨粗大，使铸件不同部位有不同的硬度、强度，从而影响到机械加工和最终的使用性能。壁厚对灰铸铁抗拉强度的影响见图2.1-64。

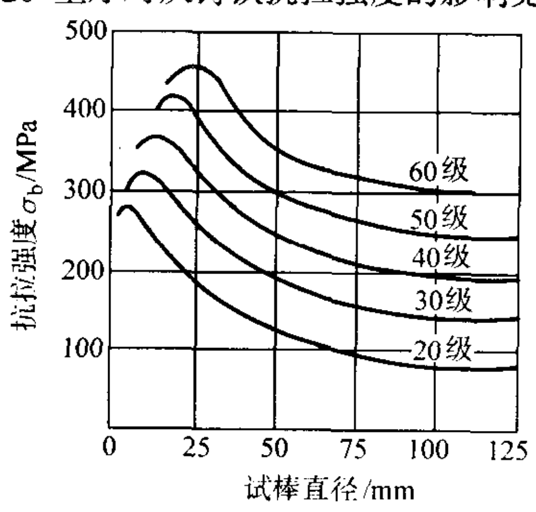


图2.1-64　试棒直径对灰铸铁抗拉强度的影响

20、30、…、60级是美国灰铸铁牌号

减少断面敏感性的两项主要措施是孕育处理和使用少量的合金元素，合金元素镍、铬、钼对不同壁厚灰铸铁力学性能的影响见图2.1-65~图2.1-67，孕育处理对灰铸铁断面敏感性的影响见表2.1-45。

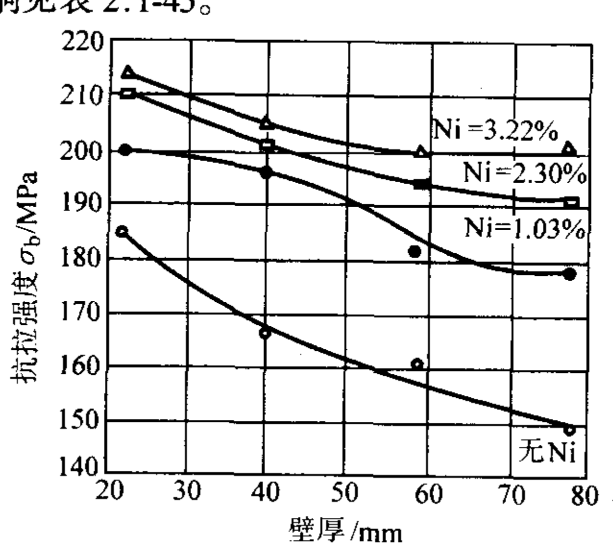


图2.1-65　镍对不同壁厚灰铸铁抗拉强度的影响

w（C）=3.25%~3.35%；w（Si）=1.93%~2.16%

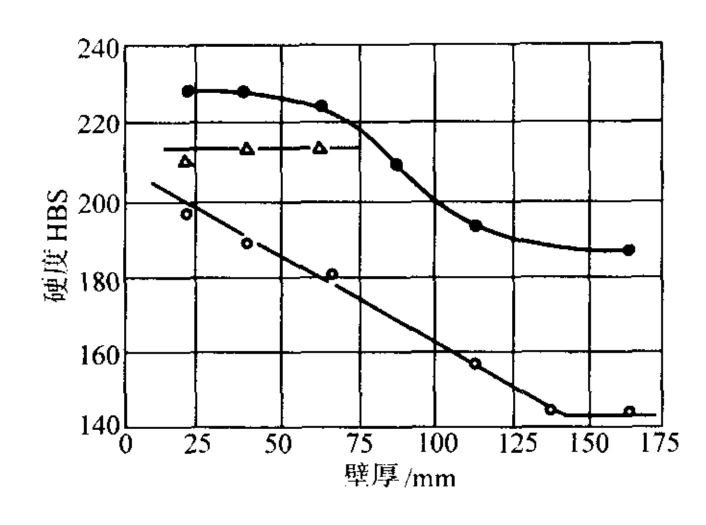


图 2.1-66 铬对灰铸铁不同断面硬度的影响

●—w (Cr) =0.79%；△—w (Cr) =0.48%；○—w (Cr) =0.01%

铸铁化学成分：w (C) =2.85%、w (Si) =2.55%

w (Mn) =0.75%、w (P) =0.24%、w (S) =0.092%

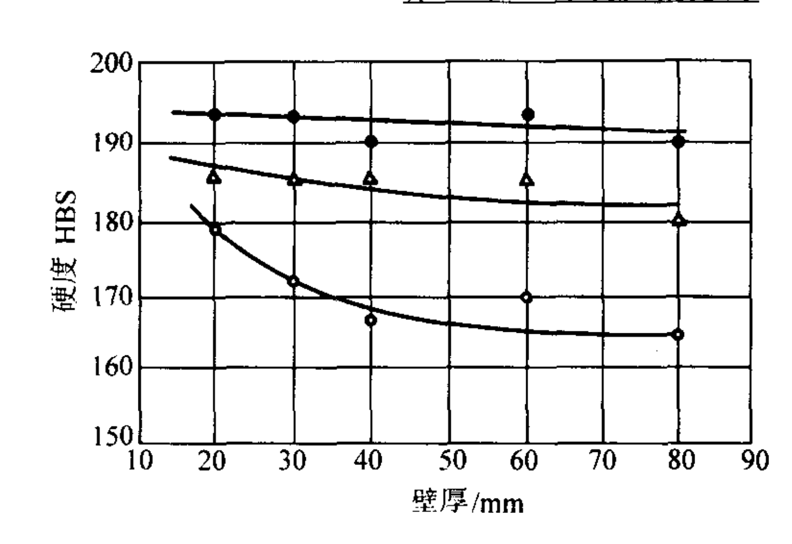


图 2.1-67 钼对灰铸铁不同断面硬度的影响

○—w (Mo) =0% △—w (Mo) =0.32% ●—w (Mo) =0.64%

铸铁化学成分：w (C) =3.3%、w (Si) =1.2%

w (Mn) =0.85%、w (P) =0.23%、w (S) =0.12%

表 2.1-45 孕育处理对灰铸铁断面敏感性的影响

孕育情况	w (C) /%	不同厚度断面上布氏硬度 HBS					布氏硬度差 HBS
		50 mm	35 mm	20 mm	10 mm	5 mm	
未孕育	3.99	181	189	203	229	309	128
w (FeSi75) =0.4%孕育	4.00	180	181	194	223	224	44

(2) 切削性能

灰铸铁由于片状石墨对刀具的润滑作用和断屑作用，故有良好的切削性能。

灰铸铁本身的切削性能取决于基体组织和硬度。铁素体基体最好，其次是珠光体基体。当有游离渗碳体存在时，切削性能急剧下降。

合金元素的加入使灰铸铁的基体强化，硬度升高，因此加入合金后的切削性能要比未加入前的差。但在同样硬度下，由于合金元素使组织均匀化，因而可改善灰铸铁的切削性能。用合金来提高灰铸铁性能时，为保持良好的切削性能，应尽量选取提高硬度不多的合金。某些合金元素如 V、Ti、B、Cr、P 的加入会使灰铸铁组织中产生硬质相（碳化物、氮化物、磷共晶），在增加耐磨性的同时，会严重降低灰铸铁的切削性能。

2.3 灰铸铁的生产

2.3.1 灰铸铁的冶金指标

实践表明，同样化学成分的铁液经不同的处理，便能获得不同性能的铸铁。因此，在生产灰铸铁件时，就需要对灰铸铁的冶金过程进行更为周密的考虑和采取必要的措施，使铸件既能得到必须的强度指标、又能保证铸铁有良好的工艺性能，尤其是切削性能。铸造工作者发展了一些衡量灰铸铁冶金质量的综合性指标，如成熟度、硬化度、品质系数等。这些指标已逐渐为工程结构件（如内燃机缸体、传动箱体、一般机床铸件等 ）的生产控制所接受，但它们不适用于要求耐磨、高硬度等特殊件。

1) 成熟度及相对强度 在 $\phi30$ mm 试棒上测得的抗拉强度值同由共晶度算出的抗拉强度之比称之为成熟度，它可用下式来计算：

$$RG=\frac{\sigma_{b测}}{1000-800Sc}$$

式中，*RG* 为成熟度；$\sigma_{b测}$ 为从 $\phi30$ mm 试棒测得的抗拉强度，MPa；*Sc* 为共晶度。

对于灰铸铁，*RG* 在 0.5 ~ 1.5 内波动。适当的过热与良好的孕育处理能提高 *RG* 值。*RG* 小于 1，表明孕育效果不良，生产技术水平低，未能充分发挥材质本身的潜力。希望 *RG* 在 1.15 ~ 1.30 之间。

共晶度可按铸铁中碳、硅、磷的质量分数（%）来计算：

$$Sc=\frac{C}{4.26-0.31Si-0.27P}$$

或简化为 $Sc=\dfrac{C}{4.3-\frac{1}{3}\ (Si+P)}$

碳、硅的质量分数既可以用化学分析法得出，也可用热分析仪测得。

如果成熟度不由 *Sc* 计算的强度而用 $\phi30$ mm 试棒上测得的布氏硬度来计算，则称之为相对强度 *RZ*。

$$RZ=\frac{\sigma_{b测}}{2.27HBS-227}$$

式中，*RZ* 为相对强度；$\sigma_{b测}$ 为 $\phi30$ mm 试棒上测得的抗拉强度，MPa；HBS 为 $\phi30$ mm 试棒上测得的布氏硬度值。

2) 硬化度及相对硬度 灰铸铁的相对硬度可按下式计算：

$$RH=\frac{HBS}{从强度计算出的布氏硬度}=\frac{HBS}{100+0.44\sigma_{b测}}$$

式中，*RH* 为相对硬度；HBS 为 $\phi30$ mm 试棒上测得的布氏硬度值；$\sigma_{b测}$ 为 $\phi30$ mm 试棒上测得的抗拉强度，MPa。

RH 波动在 0.6 ~ 1.2 之间，以 0.8 ~ 1.0 为最佳。RH 值低表明灰铸铁强度高硬度低，有良好的切削性能。良好的孕育能降低 *RH* 值。在形成新相之前，铬、铜的加入几乎不影 *RH* 响值。

如相对硬度不由抗拉强度而用共晶度或凝固区间来计算，则称之为硬化度：

$$HG=\frac{HBS_{测}}{530-344Sc}=\frac{HBS_{测}}{170.5+0.793\ (t_L-t_S)}$$

式中，*HG* 为硬化度；Sc 为共晶度；t_L、t_S 为铸铁液相线和固相线温度；$HBS_{测}$ 为 $\phi30$ mm 试棒上测得的布氏硬度值。

表 2.1-46 是从工厂中取得的 *RG* 和 RH 值。

3) 品质系数 灰铸铁成熟度与硬化度之比称为品质系数 *Q*。即

表 2.1-46　实测 *RG* 和 RH 值

铸铁牌号①	抽样数目	成熟度 *RG*		相对硬度 RH		共晶团数 /个·cm^{-2}	A 型石墨体积分数/%
		平均值 x	离差 s	平均值 x	离差 s		
GG20 未孕育	25	1.06	0.07	1.02	0.025	200 ~ 400	35 ~ 55
GG20 孕育	25	1.22	0.08	0.94	0.020	350 ~ 500	75 ~ 85
GG25 未孕育	30	1.04	0.08	1.02	0.030	150 ~ 300	40 ~ 60
GG25 孕育	100	1.20	0.07	0.94	0.015	300 ~ 450	70 ~ 90

①　是德国灰铸铁的代号。

$$Q = \frac{RG}{HG}$$

此值波动在 0.7 ~ 1.5 之间，希望 Q 控制在 1 以上。可用品质系数来衡量各种工艺措施提高灰铸铁质量的程度。例如良好的孕育可提高品质系数 15% ~ 20%。

必须指出，用成熟度与硬化度求出的品质系数和用相对强度与相对硬度算出的相比，两者之间有很大的差别，因此在实际计算评定时，应严格按原定义进行，否则所得结果无对比性。

2.3.2　提高灰铸铁性能的方法

为提高灰铸铁的性能，常采用下列几种措施：选择合理的化学成分，改变炉料组成，过热处理铁液，孕育处理，微量或低合金化。采取何种措施取决于所要求的性能及生产条件，往往同时采取两种以上的措施。

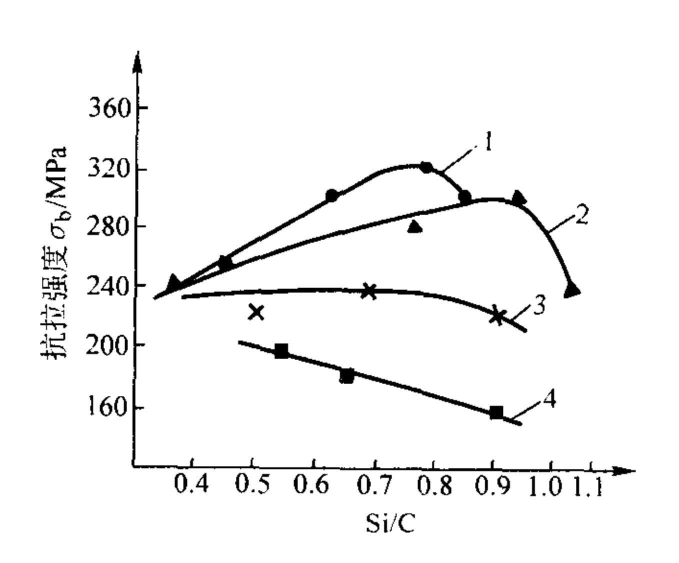
（1）化学成分的合理选取

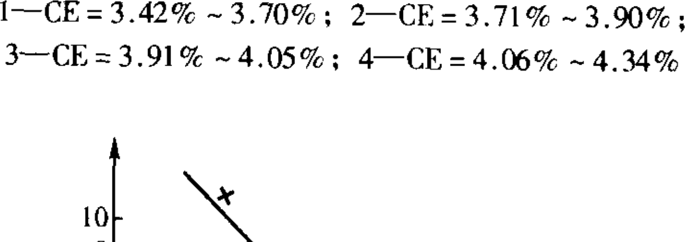
1）碳、硅及硅碳比　灰铸铁碳的质量分数大多为 2.6% ~ 3.6%，硅的质量分数为 1.2% ~ 3.0%，碳硅都是强烈地促进石墨化的元素，可用碳当量 CE 来说明它们对灰铸铁金相组织和力学性能的影响。提高碳当量促使石墨片变粗、数量增多，强度和硬度下降。降低碳当量可减少石墨数量、细化石墨、增加初析奥氏体枝晶量，是提高灰铸铁力学性能时常采取的措施。但降低碳当量会导致铸造性能的降低、铸件断面敏感性增大、铸件内应力增加、硬度上升加工困难等问题，因此必须辅以其他的措施。

在碳当量保持不变的条件下，适当提高 Si/C 比（一般质量比由 0.5 左右提高至 0.7 左右），在凝固特性、组织结构与材质性能方面有以下变化。①组织中初析奥氏体数量增多，有加固基体作用。②由于总碳量的降低，石墨量相应减少，减轻了石墨片对基体的切割作用。③固溶于铁素体中的硅量增多，强化了铁素体（包括珠光体中的铁素体）。④提高了共析转变温度，珠光体在较高温度下生成，易粗化，对强度会起负面影响。⑤降低了奥氏体的含碳量，使奥氏体在共析转变时易生成铁素体。⑥硅高碳低情况下，易使铸件表层产生过冷石墨并伴随有大量铁素体，有利于切削加工，但不加工面的性能有所削弱。⑦提高了液相线凝固温度，降低了共晶温度，扩大了凝固范围，降低了铁液流动性、增大了缩松渗漏倾向。

由图 2.1-68 可见，在不同碳当量条件下，Si/C 变化对强度的影响是不同的。在碳当量较低时，适当提高 Si/C，强度有所提高，并在质量比 Si/C = 0.75 ~ 0.80 时出现强度峰值，切削性能有较大改善，但要注意缩松渗漏倾向的增加和珠光体数量的减少。而在较高碳当量（一般超过 3.9% ~ 4.1%）时提高 Si/C，由于片状石墨尺寸的增大和铁素体数量的增加，反而使抗拉强度下降。此时提高硅碳比仍具有减少白口倾向的优点（见图 2.1-69），适用于性能要求不高的薄壁铸件的铸造。

2）锰和硫　锰和硫本身都是稳定碳化物、阻碍石墨化的元素。但两者共同存在时，会结合成 MnS 及（Fe、Mn）S 化合物，以颗粒状分布于基体中。这些化合物的熔点在 1600℃以上，不仅无阻碍石墨化的作用，而且还可作为石墨化的非自发性晶核。




图 2.1-68　硅碳比对抗拉强度的影响

1—CE = 3.42% ~ 3.70%；2—CE = 3.71% ~ 3.90%；3—CE = 3.91% ~ 4.05%；4—CE = 4.06% ~ 4.34%

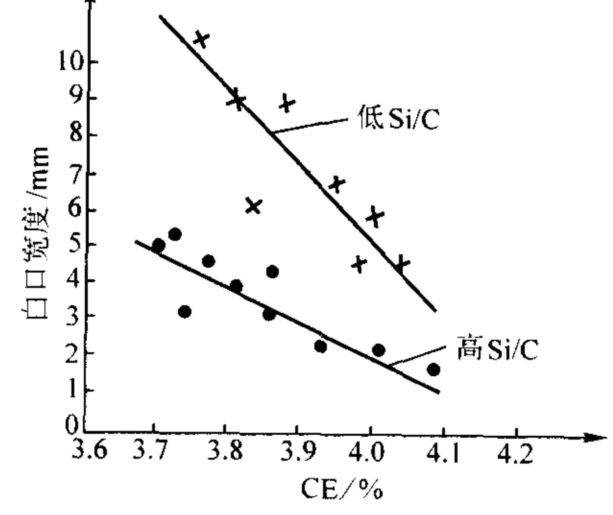


图 2.1-69　硅碳比与白口倾向的关系

实践表明，只要能够防止铁液氧化，正确使用孕育处理以消除白口倾向，锰量增加不仅能增加并细化珠光体，且能适当放宽对含硫量的控制。欧洲许多厂家经常用 w（S）= 0.12% ~ 0.15% 的铁液来铸造汽车、拖拉机上 HT250 以上牌号的零件。

3）磷　磷使铸铁的共晶点左移，且作用程度和硅相似，故计算碳当量时，应计入磷的含量。

磷在铸铁中以低熔点二元或三元磷共晶存在于晶界，其硬度分别在 750 ~ 800 HV 和 900 ~ 950 HV 之间，故磷可以提高灰铸铁耐磨性，应用于机床、缸套和闸瓦，但必须避免三元磷共晶的出现；同时，随着磷量的提高，力学性能尤其是韧性和致密性降低。磷量高往往是铸件冷裂的原因。

灰铸铁件中的磷的质量分数一般小于 0.20%，有耐磨和高流动性要求的，的质量分数可高至 0.3% ~ 1.5%，有致密性要求的，磷的质量分数需低于 0.06%。

(2) 孕育处理

把孕育剂加入铁液中去，以改变铁液的冶金状态，从而改善铸铁的组织的和性能，而这种改变往往难以用化学成分的细微变化来解释。随着孕育剂及孕育方法的不断发展，孕育处理环节已成为重要铸件生产时不可缺少的手段。

1）孕育处理的目的　孕育目的在于促进石墨化，降低白口倾向；降低断面敏感性；控制石墨形态，消除过冷石墨；适当增高共晶团数和促进细片状珠光体的形成，从而达到改善铸铁的强度性能及其他性能（如致密性、耐磨性及切削性能等）的目的。

2）生产孕育铸铁的主要条件

① 选择合适的化学成分　根据铸件要求，从不同的资料中（手册、工厂经验数据等）筛选出合理的化学成分如 CE、Si/C、Mn%、要否加入合金元素等。传统的观点是孕育前有一定的过冷倾向，经过孕育处理后则白口倾向降低，使铸件凝固时可完全进入灰口区域（即所谓临界状态的碳、硅成分）。与一般灰铸铁相比可选定较高的锰量（如质量分数可高至 1.2% ~ 1.50%），以保证并细化珠光体。磷的含量视需要而定，缸套、床身等可选较高磷量（如 w（P）= 0.4% ~ 1.0%），而一般灰铁件则不宜过高（如 w（P）< 0.2%）。

② 铁液要有一定的过热温度　温度、化学成分、纯净度是铁液的三项冶金指标。铁液温度的高低又直接影响到铁液的成分及纯净度。铁液温度的提高有利于铸造性能的改善，更主要的是，如果在一定范围内提高铁液温度，能使石墨细化，基体组织细密，抗拉强度提高（见图 2.1-70）。对于孕育铸铁来说，过热铁液的要求是着眼于纯化铁液，提高过冷，以期在孕育情况下加入大量的人工核心，迫使铸铁在“受控”的条件下进行共晶凝固，从而达到真正孕育的目的。因此要做好孕育铸铁，要在最大程度上改变铁液受控于自身条件的凝固特点，就必须有相当的过热温度（如大于 1 450 ~ 1 470℃）。

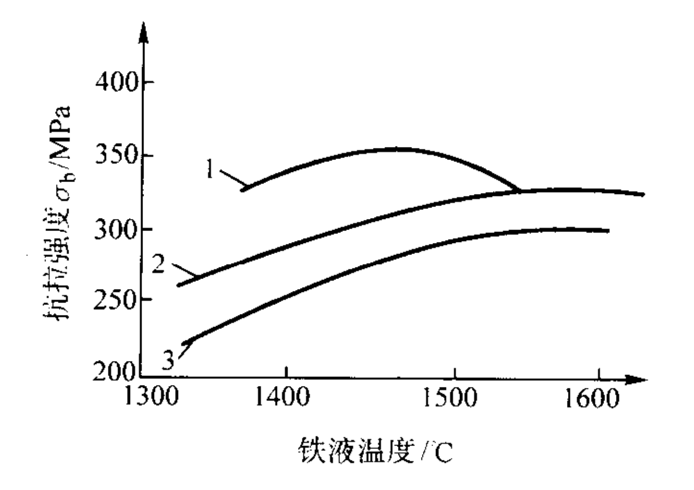


图 2.1-70　铁液温度对抗拉强度的影响

1—w（C）= 2.4%；2—w（C）= 3.9；3—w（C）= 3.6%

③ 加入一定量的孕育剂　表 2.1-47 列出了目前国内外商品化了的孕育剂成分。其实用得最多的还是 FeSi75，国内近几年来发展了增加锶、铈、钡、钛、锆等强化孕育元素的特种孕育剂，打破了过去千篇一律地应用普通硅铁的局面，促进了孕育铸铁的发展。

孕育剂的加入量与铁液成分、温度及氧化程度、铸件壁厚、冷却速度、孕育剂类型及孕育方法有关，尤其以铁液成分、铸件壁厚及孕育方法的影响为最大。一般，铸铁要求牌号越高，则需要加入孕育剂的量越大，在用普通孕育剂以及一般方法孕育时，孕育剂的质量分数大致在 0.2% ~ 0.7% 范围内波动。如果选用强化孕育剂，则用量就可适当降低。

表 2.1-47　国内外一些商品孕育剂的成分

编号	商业名称	化学成分（质量分数）/%															生产厂（公司）
		Si	Al	Ca	Sr	Ba	Zr	Ti	RE	Mn	Mg	C	Cr	Cu	N	Fe	
1	SiFe - 1	74/79	0.8/1.6	0.5/1.0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	余	吉林铁合金厂
2	SiFe - 2	74/79	0.8/1.6	< 0.5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	余	山川铁合金厂
3	SrSiFe (Superseed75)	73/78	≤0.5	≤0.1	0.6/1.2	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	余	吉林铁合金厂 南京特种合金厂
4	Superseed50	46/50	≤0.5	≤0.1	0.6/1.0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	余	ELKEM（德国〉
5	BaSiFe	60/68	1.0/2.0	0.8/2.2	—	4/6	—	—	—	8/10	—	—	—	—	—	余	丹东铁合金厂、 吉林铁合金厂、 南京特种合金厂
6	Ba10G	60/65	1.3/1.7	1.0	—	9/11	—	—	—	—	—	≤0.1	—	—	—	余	Soferen（法国）
7	Inocarb	30/33	0.6/0.8	0.3/0.6	—	4.0/6.0	—	—	≤0.5	—	—	45/50	—	—	—	余	Soferen（法国）
8		55/65	0.5/4.0	0.5/10	—	25/35	—	—	—	—	—	—	—	—	—	余	俄罗斯
9	TG - 1	33/40	≤1.0	5.0/8.0	—	—	—	—	—	—	—	27/37	—	—	—	余	南京特种合金厂
10	RECaBa	46/54	≤3.0	1.0/3.0	—	1.5/4.0	—	—	3.0/5.0	—	—	—	—	—	—	余	南京冶金研究所、 丹东铁合金厂、 南京特种合金厂
11	REbfnCr	35/40	3/4	5/6	—	—	—	—	6/8	6	—	—	15	—	—	余	湖北特种合金厂
12	CaSi	60/65	≤0.2	30/33	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	余	GFE（德国）
13	CFS - 1O	36/40	—	—	—	—	—	—	10.5/15.0 (Ce9/11)	—	—	—	—	—	—	余	Foote（美国）
14	KM	35/40	4.0/6.0	2.0/4.0	—	—	—	—	26/30	—	—	—	—	15	—	余	俄罗斯
15	SMZ	60/65	0.75/1.25	0.6/1.0	—	—	5.0/7.0	—	—	5.0/7.0	—	—	—	—	—	余	ELKEM（德国）

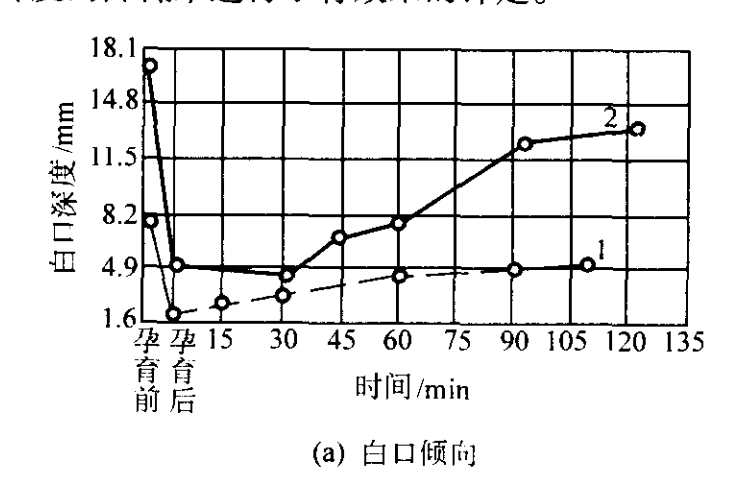
续表 2.1-47

编号	商业名称	化学成分（质量分数）/%															生产厂（公司）
		Si	Al	Ca	Sr	Ba	Zr	Ti	RE	Mn	Mg	C	Cr	Cu	N	Fe	
16	ZL80	~78	2.0/3.0	~2.5	—	—	~1.5	—	—	—	—	—	—	—	—	余	GFE（德国）
17	CaSIZr	50/55	~1.0	15/20	—	—	15/20	—	—	—	—	—	—	—	—	余	GFE（德国）
18	IrloculiI125	60/65	≤1.5	2.0	—	—	5.0	—	—	3.5	—	—	—	—	—	余	Foseco（英国）
19	Graphidox	50/65	1.0/1.3	5.0/7.0	—	—	—	9/11	—	—	—	0.15/0.25	—	—	—	余	Foote（美国）
20	Graphidox（低 Ca）	50/55	1.0/1.3	0.5/1.5	—	—	—	9/11	—	—	—	—	—	—	—	余	Foote（美国）
21	Vp205	74/79	3.0/4.0	0.5/0.8	—	—	—	—	—	—	0.5/1.0	—	—	—	—	余	GFE（德国）
22	ChMMIII - 3	52.6	4.6	3.7	—	—	—	—	21.8	—	1.3	—	—	—	—	余	俄罗斯
23	DWF	25/50	—	<1.0	—	—	0/5.0	—		—	—	—	5.0/50	Bi 适量	2/10	余	上海市汇南综合厂
24	石墨	—	—	—	—	—	—	—		—	—	98/99.9	—	—	—	—	

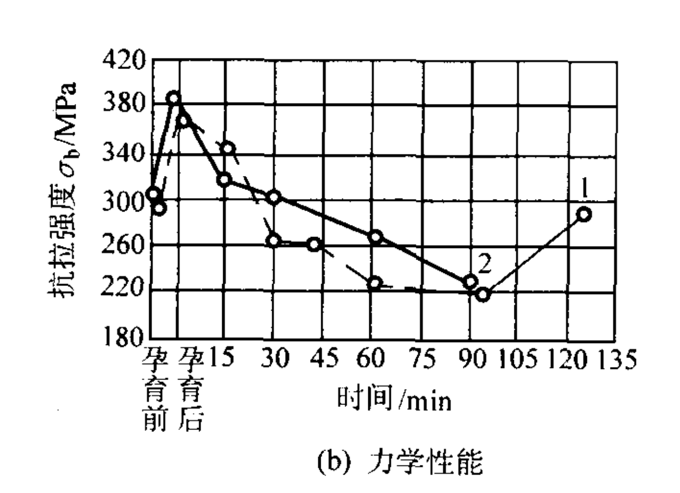
④ *孕育方法* 孕育处理的方法近20年来有很大发展，最常用的方法是在出铁槽将一定粒度的孕育剂（粒径大小随浇包大小而定，一般在5～10 mm左右）加入，这种方法简单易行，其缺点是孕育剂消耗很大，易发生孕育衰退现象，如图2.1-71所示。衰退的结果导致白口倾向的重新加大以及力学性能的下降（见图2.1-72）。为此，近年来发展了许多瞬时孕育（后孕育）的技术，此方法是尽量缩短从孕育到凝固的时间，可极大程度上防止孕育作用的衰退，也即最大程度地发挥了孕育的作用。

3）孕育效果的评估 常用白口倾向的减少、共晶团数的增加以及过冷度的降低来进行孕育效果的评定。

图 2.1-71 孕育后铁液保持时间和共晶团数目的关系



(a) 白口倾向



(b) 力学性能

图 2.1-72 孕育后铁液保持时间和白口倾向、力学性能的关系

1—孕育前；2—孕育后

① 白口倾向的评定 常用孕育前后的炉前三角试样的白口宽度大小（或深度）来评定孕育的效果。孕育前后的白口差别越大，说明效果越好。

② 共晶团数 在工艺条件相同的条件下才能以此来评定孕育的效果，因工艺条件改变时，共晶团数会有很大的变化。一般在试样上测定孕育前后的共晶团数，用以衡量孕育前后成核程度的差别（用含Sr孕育剂时，不能用此法）。

③ 测定共晶过冷度 铁液孕育后，成核能力显著增高，因而共晶过冷度降低，一般也可以以孕育前后的过冷度大小比值来衡量孕育效果。比值越大，孕育效果越好。实际上不必追求过大的孕育效果，原因是孕育效果越好铸件凝固时的缩松倾向会越大。

4）孕育铸铁的组织和性能特点 孕育铸铁的碳、硅量一般较低，另外含锰量偏高，因此其基体全是弥散度较高的珠光体或索氏体组织。共晶团较普通灰铸铁要细得多。石墨分布均匀、量适中、比较细化，而且变得较厚，头部较钝，因而对金属基体的切割、缩减作用都比灰铸铁中的小。其抗拉性能 σ_b 值在250～400 MPa范围内波动。

在力学性能上和普通灰铸铁相比还有一些非常可贵的特点，即铸铁的组织和性能的均匀性大为提高，对不同断面的敏感性很小，以及在同一断面上的性能齐一性很好。

（3）低合金化

灰铸铁的合金化是提高其力学性能和使用性能、节省材料的重要途径。在生产实践中，也常常采用在炉前添加少量合金元素与孕育技术相配合的措施，以满足不同牌号或同一牌号不同壁厚铸件的要求。由于加入量较少，因而在组织上仍然没有脱离灰铸铁的范畴。所不同的是由于合金元素的作用，常使石墨有一定程度的细化；铁素体量减少甚至消失；珠光体则有一定程度的细化，而且其中的铁素体由于溶有一定量的合金元素而得到固溶强化。因而这类铸铁总有较高的强度性能。由于一般不形成特殊的新相，故这种铸铁的铸造性能和普通灰铸铁相比没有多大差别。

表2.1-48和图2.1-73为一些常用合金元素的应用资料。利用图2.1-73可确定将非合金铸铁提高至所需强度而需要

加入的合金元素大致用量。

表 2.1-48 常用合金元素使用量的合金元素与强度提高百分比 %

合金元素	最大用量（质量分数）	加入质量分数 1% 的合金元素强度提高百分比	激冷倾向
Ni	3.0	10	弱或没有
Cu	1.5	10	弱或没有
Mn	①	10	弱
Cr	0.50	20	强
Mo	1.00	40	中等
V	0.35	45	很强

① 取决于铸铁中的含硫量。

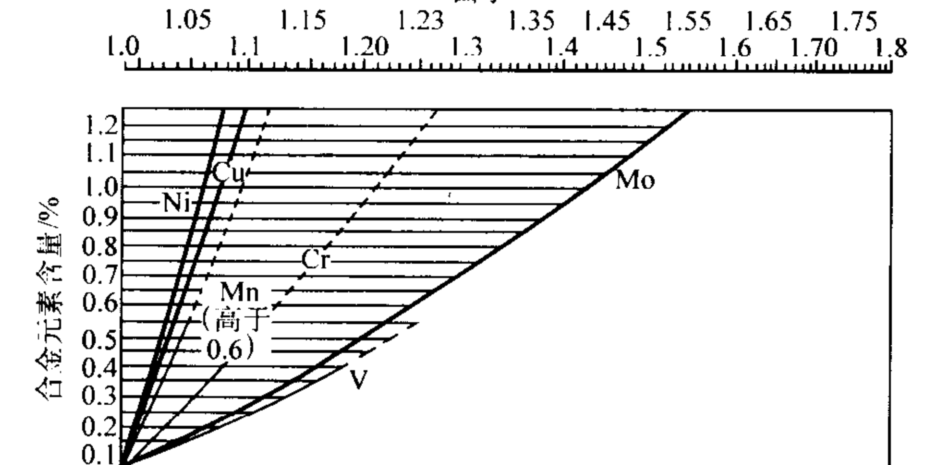


图 2.1-73 合金元素系数图（上面因子为拟提高性能的比例）

在这里，有一个非常重要的问题必须引起铸造工作者的重视，那就是在设法提高铸铁强度性能的同时，必须要使铸铁维持较高的碳当量，以维持铸铁的铸造性能，从而充分发挥灰铸铁的特性。这是当前灰铸铁研究及生产领域中一个普遍受到关注而较为活跃的课题。怎样在高碳当量前提下仍能维持高强度？如 CE = 4.1% ~ 4.2%时，σ_b 仍能达到 250 MPa 甚至 300 MPa 的水平。主要的措施是什么？原则上讲最有力的手段也不外乎是：铁液有一定程度的过热，强化孕育处理和适当的低合金化。

2.3.3 灰铸铁的热处理

(1) 灰铸铁热处理特点

由于灰铸铁的含硅量高和金相组织中有石墨存在，使灰铸铁在加热和冷却过程中相转变有其自己的特点：共析转变是在一定宽度范围内进行；石墨的存在，使奥氏体的含碳量随升温温度和保温时间的改变而改变；硅高及石墨的存在，易使渗碳体分解和珠光体向铁素体转变。

一般来说，热处理仅能改变基体组织，改变不了石墨形状，因此热处理不能明显改善灰铸铁的力学性能。这个特点也使有关灰铸铁热处理的研究开展不多。

灰铸铁的低塑性，又使快速冷却的热处理方法往往难以实施。

(2) 灰铸铁常用的热处理工艺

1) 低温退火 指灰铸铁的时效热处理，旨在减少铸件内的残余应力。其原理是把铸件重新加热到 530 ~ 620℃，利用塑性变形降低残余应力，然后在炉内缓慢地冷却，得到残余应力比原先小的铸件，这是灰铸铁用得最多的热处理方法。图 2.1-74 是其典型工艺曲线。

时效热处理温度越高，铸件残余应力消除越显著，铸件尺寸稳定性也越好（见图 2.1-75，图 2.1-76）。但正如表 2.1-49 所示，随着时效温度的提高，时效后铸件的力学性能有所下降。

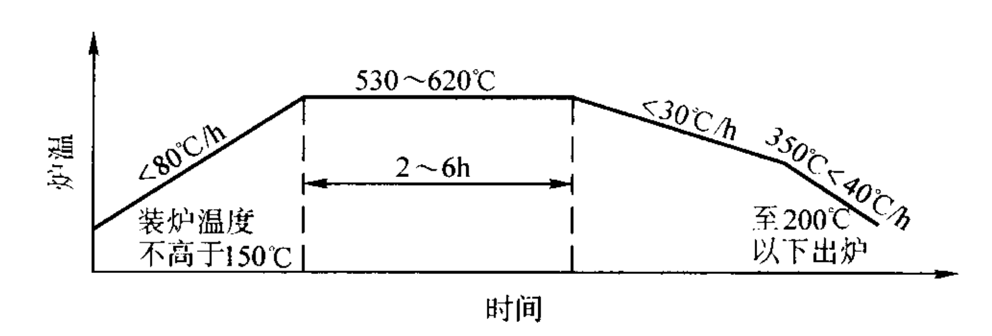


图 2.1-74 灰铸铁典型时效热处理曲线

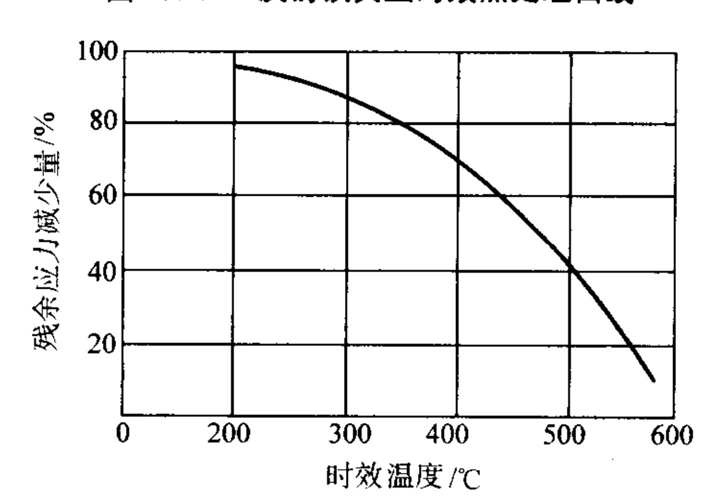


图 2.1-75 时效温度对铸件残余应力的影响

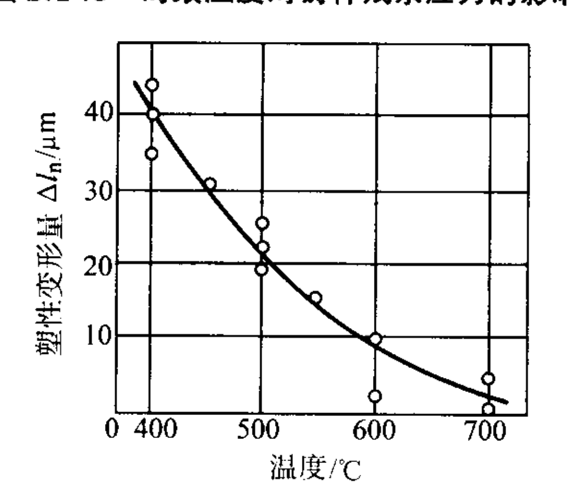


图 2.1-76 经不同温度处理的试样 3 个月后所产生的变形量

铸件时效热处理的最高温度可按下式选择：

$$t\ (℃) = 480 + 0.4\sigma_b$$

式中，σ_b 为 ϕ30 mm 标准试棒的抗拉强度，MPa。

保温时间的影响要比时效温度的影响小，一般按每小时热透铸件 25 mm 厚计算。

表 2.1-49 时效温度和保温时间对应力消除和性能的影响

退火温度/℃	保温时间/h	残余应力/MPa	应力消除程度/%	布氏硬度 HBS 表面	布氏硬度 HBS 距表面 25 mm 深处	抗拉强度/MPa
铸态	—	23.0	0	229 ~ 265	178	264
450	3	22.0	10	217 ~ 241	170	256
450	6	20.4	12	217 ~ 238	170	256
450	9	17.0	26	217 ~ 235	—	—
500	3	17.1	25	217 ~ 241	—	—

续表 2.1-49

退火温度/℃	保温时间/h	残余应力/MPa	应力消除程度/%	布氏硬度 HBS		抗拉强度/MPa
				表面	距表面 25 mm 深处	
500	6	15.3	40	217～241	178	258
500	9	10.3	53	217～241	162	—
550	3	11.9	48	217～225	178	262
550	6	8.7	62	217～228	170	233
550	9	8.2	64	179～187	162	217
600	1	12.0	48	—	170	247
600	3	8.2	64	196～207	170	233
600	6	4.7	73	—	170	—
600	9	4.1	83	139～179	156	209

加热速度一般取 50～100℃/h，复杂铸件应控制在 20℃/h 以下。随炉冷却速度应控制在 30℃/h 以下，在 200℃后再空冷。表 2.1-50 是冷却速度对应力消除程度的影响。

表 2.1-50　冷却速度对铸件应力消除的影响

冷却速度/℃·h⁻¹	残余应力消除程度/%
130	6～27
50	42
30	85

要防止炉温不匀引起的应力消除不匀的现象。

铸件表面被切削加工后破坏了原已平衡的应力场，导致铸件应力的重新分布（见表 2.1-51），因此时效热处理最好在粗加工后进行。对于要求特别高的精密仪器铸件，可在铸态和粗加工后各进行一次时效工艺（见表 2.1-52）。

表 2.1-53 是各类铸件的时效热处理规范。应指出，严格控制铁液成分、浇注工艺、铸型工艺、落砂工艺（开箱时间及冷却条件）能减少铸造应力。对一般件（包括轿车发动机缸体等）可不用时效热处理。

表 2.1-51　铸件应力在机加工后的变化

工　序	铸造后	第一次时效后	粗加工后
残余应力/MPa	32	6.9	23
工　序	第二次时效后	半精加工后	第三次时效(250℃)后
残余应力/MPa	6.0	18	7.1

表 2.1-52　二次时效处理的效果

时效次数	一次热时效	二次热时效
残余应力/MPa	18	12
尺寸精度稳定性/μm·α⁻¹	5.0～7.5	1.8～3.0
加载 40 MPa，经 300 h 的变化/μm	1.99	1.04
室温变化 5℃时精度变化量/μm	1.5～2.6	0.3～1.0

表 2.1-53　各类铸件的时效热处理规范

铸件种类	铸件质量/t	铸件厚度/mm	时效工艺参数					
			装炉温度/℃	升温速度/℃·h⁻¹	退火温度/℃	保温时间/h	降温速度/℃·h⁻¹	出炉温度/℃
较大的机床件	>2	20～80	<150	30～60	500～550	8～10	30～40	150～200
较小的机床铸件	<1	<60	4 200	<100	500～550	3～5	20～30	150～200
纺织机械小铸件	<0.05	<15	<150	50～70	500～550	1.5	30～40	150
结构复杂有较高精度要求的铸件	>1.5	>70 40～70 <40	<200 <200 <150	<75 <70 <60	500～550 450～550 420～450	9～10 8～9 5～6	20～30 20～30 30～40	<200 <200 <200
一般精度要求铸件	0.1～1.0	15～60	100～200	<75	500	8～10	40	<200
简单或圆筒状铸件	<0.3	10～40	100～300	100～150	550～600	2～3	40～50	<200

2）石墨化退火　铸件在薄壁部或转角处有时会产生白口，在化学成分控制不当、孕育处理不足时会使整个铸件变成白口、麻口，使切削加工难以进行。石墨化退火是一种补救措施，在高温下使白口部分的渗碳体分解达到石墨化。

其处理工艺为：低于 200℃装炉，以 70～100℃/h 的速度升温至 900～960℃，保温 1～4 h（取决于铸件壁厚），然后炉冷至临界温度下空冷。若需得铁素体基体，则可在 720～760℃保温一段时间，炉冷至 250℃以下出炉。典型高温石墨化退火工艺如图 2.1-77 所示。

高温保温时间还和成分有关，碳、硅含量高可相应缩

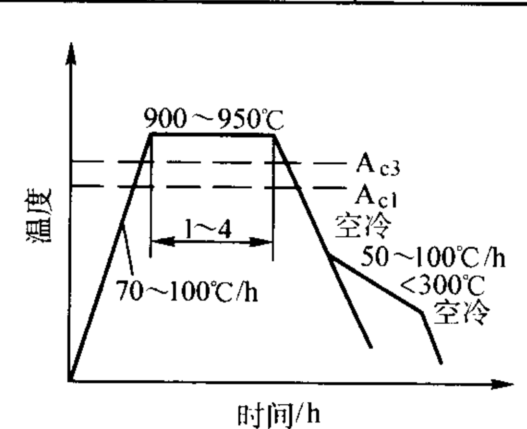


图 2.1-77　灰铸铁高温石墨化退火工艺图

短，硫高、稳定碳化物的元素高应适当延长。应从化学成分、孕育技术上进行严格控制，尽量减少白口或残余自由渗碳体的产生，而不应依靠石墨化热处理去消除。

3 球墨铸铁

3.1 球墨铸铁的牌号及金相组织

3.1.1 球墨铸铁的牌号

国家标准 GB/T 1348—1988 规定 8 种球墨铸铁牌号。用单铸试块验收时，对球墨铸铁力学性能的要求列于表 2.1-54。表 2.1-55 是附铸试块的力学性能，表 2.1-56 中对 QT400-18 规定了室温和低温（-20℃±2℃）的冲击韧度，要求检验低温冲击韧度的牌号为 QT40018L。对于重量大于等于 2 000 kg、壁厚 30~200 mm 的铸件，优先采用附铸试块验收力学性能，其 5 种牌号的力学性能列于表 2.1-55。一般规定是按抗拉强度和断后伸长率验收力学性能，如有需要，冲击韧度、屈服强度和硬度也可作为附加的验收依据，必要时，可检验金相组织。

表 2.1-54　单铸试块的力学性能（摘自 GB/T 1348—1988）

牌　号	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ/%	供　参　考	
	最　小　值			硬度 HBS	主要金相组织
QT400-18	400	250	18	130~180	铁素体
QT400-15	400	250	15	130~180	铁素体
QT450-10	450	310	10	160~210	铁素体
QT500-7	500	320	7	170~230	铁素体+珠光体
QT600-3	600	370	3	190~270	珠光体+铁素体
QT700-2	700	420	2	225~305	珠光体
QT800-2	800	480	2	245~335	珠光体或回火组织
QT900-2	900	600	2	280~360	贝氏体或回火马氏体

表 2.1-55　附铸试块的力学性能（摘自 GB/T 1348—1988）

牌　号	壁厚 δ/mm	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ/%	供　参　考	
		最小值			布氏硬度 HBS	主要金相组织
QT400-18A	$30 \leqslant \delta \leqslant 60$	390	250	15	130~180	铁素体
	$60 \leqslant \delta \leqslant 200$	370	240	12		
QT40015A	$30 \leqslant \delta \leqslant 60$	390	250	15	130~180	铁素体
	$60 \leqslant \delta \leqslant 200$	370	240	12		
QT500-7A	$30 \leqslant \delta \leqslant 60$	450	300	7	170~240	铁素体+珠光体
	$60 \leqslant \delta \leqslant 200$	420	290	5		
QT600-3A	$30 \leqslant \delta \leqslant 60$	600	360	7	180~270	珠光体+铁素体
	$60 \leqslant \delta \leqslant 200$	550	340	5		
QT700-2A	$30 \leqslant \delta \leqslant 60$	700	400	2	220~320	珠光体
	$60 \leqslant \delta \leqslant 200$	650	380	1		

表 2.1-56　QT400-18 最小冲击韧度
（摘自 GB/T 1348—1988）　J·cm^{-2}

试样类别	参考壁厚 /mm	常温 23℃±5℃		低温 -20℃±2℃	
		三个试样平均	个别	三个试样平均	个别
单铸试块	—	14	11	12	9
附铸试块	30~60	14	11	12	9
	60~120	12	9	10	7

在生产工艺稳定的条件下，可以根据硬度值验收力学性能。按硬度规定的牌号列于表 2.1-57，它与按强度规定的牌号有对应关系。由于热处理工艺（等温淬火、调质、正火、退火）及基体组织不同，在硬度相同时，球墨铸铁的强度和韧度有所不同。强度与硬度的对应关系是建立在球化合格、化学成分、孕育、铸造工艺合理并稳定的基础上的。为保证力学性能，规定按硬度验收时，必须检验金相组织，球化等级不得低于 4 级。即使硬度和球化合格，由于基体中存在渗碳体、磷共品、高硅固溶强化或脆化铁素体等，也可使强度、韧度达不到要求。因此，不具备生产工艺稳定的条件，不能根据硬度值验收力学性能。

单铸试块与所代表的铸件用同一批量的铁液，在每包铁液浇注后期浇注。试块的冷却条件与所代表的铸件相近，落砂温度不超过 500℃。采用型内球化时，试块与铸件用共同的浇注系统分别铸成，或者与所代表铸件相近的型内球化工艺单独铸成，需要热处理时，试块与所代表铸件同炉处理。

试块位置应不影响铸件的使用、性能和外观质量，并保证试块无缺陷。需要热处理时，处理后从铸件上切取附铸试块。

必要时，经供需双方商定，也可从铸件本体取样验收力学性能。

表 2.1-57　球墨铸铁铸件硬度牌号

硬度牌号	硬度 HBS	主要金相组织	供　参　考		
			抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ/%
			最小值		
QT-H330	280 ~ 360	贝氏体或回火马氏体	900	600	2
QT-H300	245 ~ 335	珠光体或回火组织	800	480	2
QT-H265	225 ~ 305	珠光体	700	420	2
QT-H230	190 ~ 270	珠光体 + 铁素体	600	370	3
QT-H200	170 ~ 230	铁素体 + 珠光体	500	320	7
QT-H185	160 ~ 210	铁素体	450	310	10
QT-H155	130 ~ 180	铁素体	400	250	15
QT-H150	130 ~ 180	铁素体	400	250	18

3.1.2　球墨铸铁的金相组织

球墨铸铁是指用球化剂处理铁液后，石墨呈球状的铸铁。球墨铸铁的正常组织是细小圆整的石墨球加金属基体。在铸态条件下，金属基体通常是铁素体与珠光体的混合组织，由于二次结晶条件的影响，铁素体通常位于石墨球的周围，形成“牛眼”组织，通过不同的热处理手段，可很方便地调整球墨铸铁的基体组织，以满足各种服役条件的要求。值得提出的是，目前人们已能通过各种工艺手段在铸态获得铁素体或几乎全部为珠光体基体的球墨铸铁，从而去除了由于要获得铁素体或珠光体基体球墨铸铁所需的退火或正火处理，使生产周期缩短，成本下降。在通常的生产条件下，由于某些化学元素的偏析以及球墨铸铁的凝固特性等原因，在共晶团的晶界处会出现一些非正常组织，如渗碳体、磷共晶等杂质相。这些非正常组织的出现及形状分布，会严重伤害球墨铸铁的优良性能，因此应该严格加以控制。

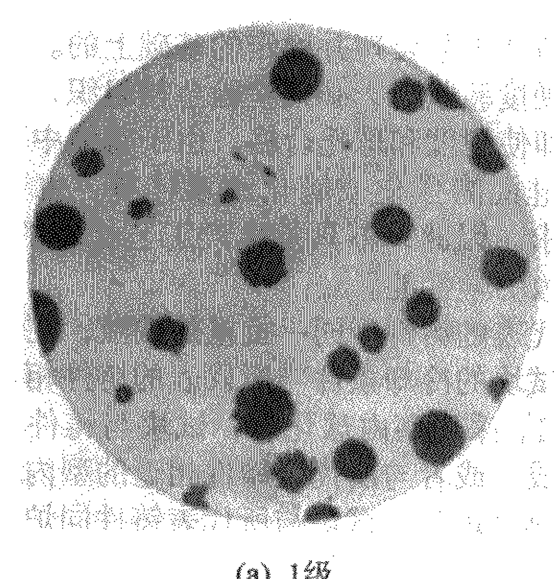
(1) 石墨

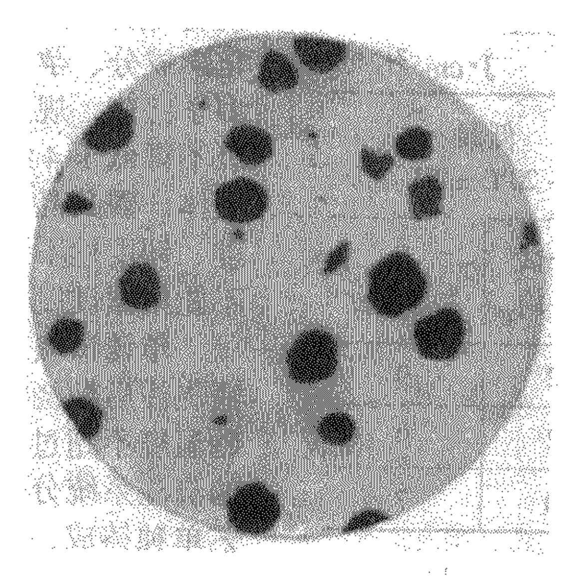
球状石墨外貌近似球形，内部呈放射状，有明显的偏光效应。经深腐蚀显露出的球状石墨的立体形貌，可在扫描电子显微镜下直接观察。经透射电子法显微镜观察表明，石墨球是由许多角锥体组成的多晶体，石墨球面则是由许多石墨基面（0001）沿切面排列组成，每个角锥体的基面垂直于石墨球的直径，石墨的 C 轴呈辐射状指向球心。

1）球化分级　球墨铸铁中允许出现的石墨形态，除了主要是球状石墨以外，还可以有少量的非球状石墨，如团状、团絮状。GB/T 9441—1988 球墨铸铁金相检验标准将球化分为六级，见表 2.1-58 和图 2.1-78。球化等级也可用球化率表示 。

表 2.1-58　球化分级（摘自 GB/T 9441—1988）

球化分级	说　　明	球化率/%
1 级	石墨呈球状，少量团状，允许极少量团絮状	≥95
2 级	石墨大部分呈球状，余为团状和极少量团絮状	90 ~ <95
3 级	石墨大部分呈团状和球状，余为团絮状，允许有极少量蠕虫状	80 ~ <90
4 级	石墨大部分呈团絮状和团状，余为球状和少量蠕虫状	70 ~ <80
5 级	石墨呈分散分布的蠕虫状、球状、团状、团絮状	60 ~ <70
6 级	石墨呈聚集分布的蠕虫状、片状及球状、团状、团絮状	


(a) 1级


(b) 2级

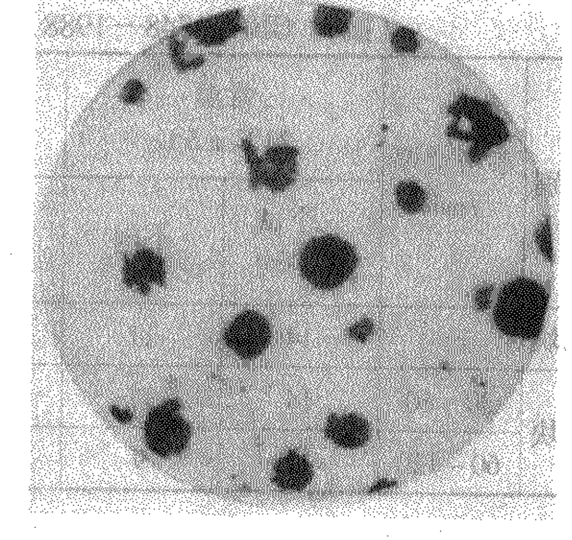
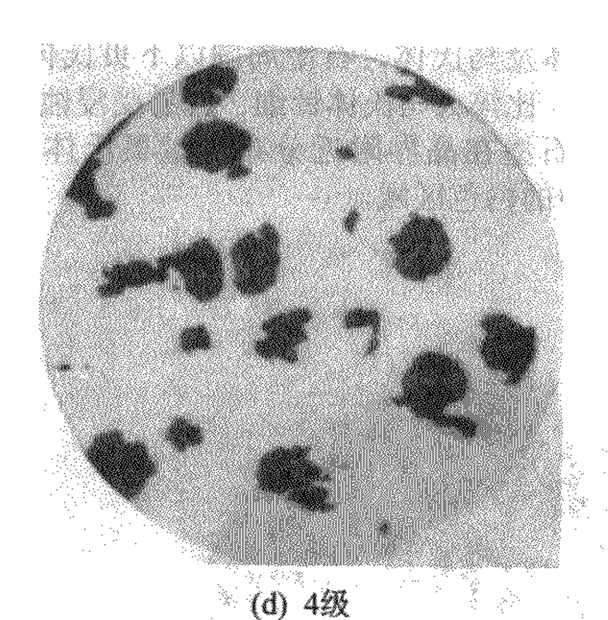
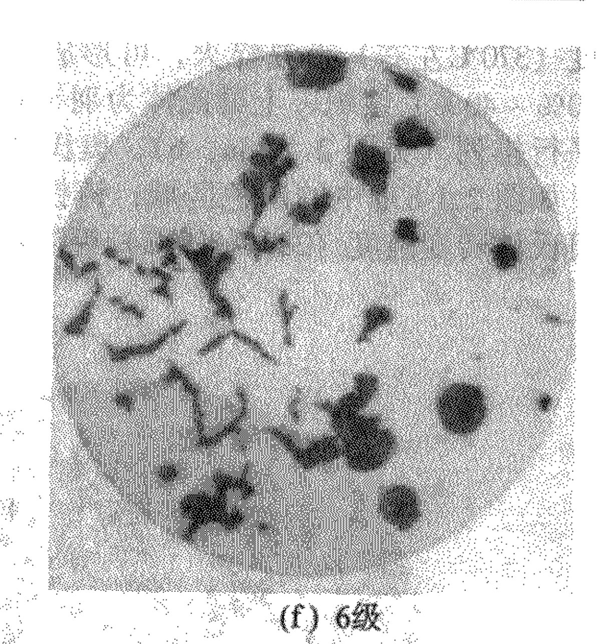

(c) 3级

图 2.1-78　球化分级图　×100



(d) 4级

(e) 5级



(f) 6级

续图 2.1-78

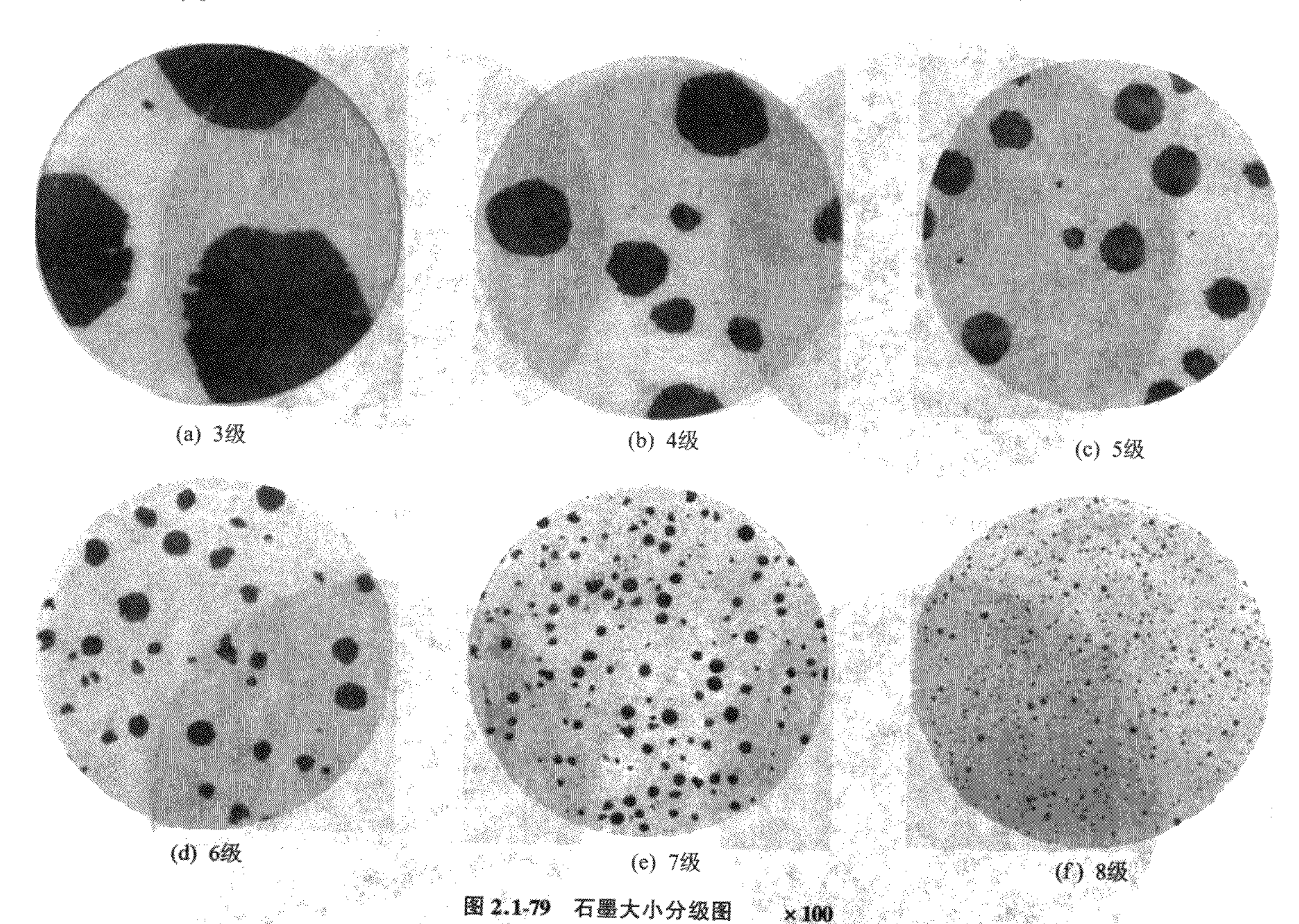
2）石墨大小 GB/T 9441—1988 球墨铸铁金相检验标准将石墨大小分为6级，见表2.1-59和图2.1-79。

（2）基体

1）铁素体基体 根据 GB/T 9441－1988 球墨铸铁金相检验标准评定铁素体数量。其百分比，按大多数视场对照图片评定。一般不检查牛眼状铁素体数量，仅检查与其共存的珠光体数量。分散分布块状及网状铁素体数量分级表示在表2.1-60和图2.1-80中。

表 2.1-59 石墨大小分级（摘自 GB/T 9441—1988）

级别	石墨直径/mm	级别	石墨直径/mm
3级	>25~50	6级	>3~6
4级	>12~25	7级	>1.5~3
5级	>6~12	8级	≤1.5



(a) 3级 (b) 4级 (c) 5级

(d) 6级 (e) 7级 (f) 8级

图 2.1-79 石墨大小分级图 ×100

表 2.1-60 分散分布的铁素体数量分级说明

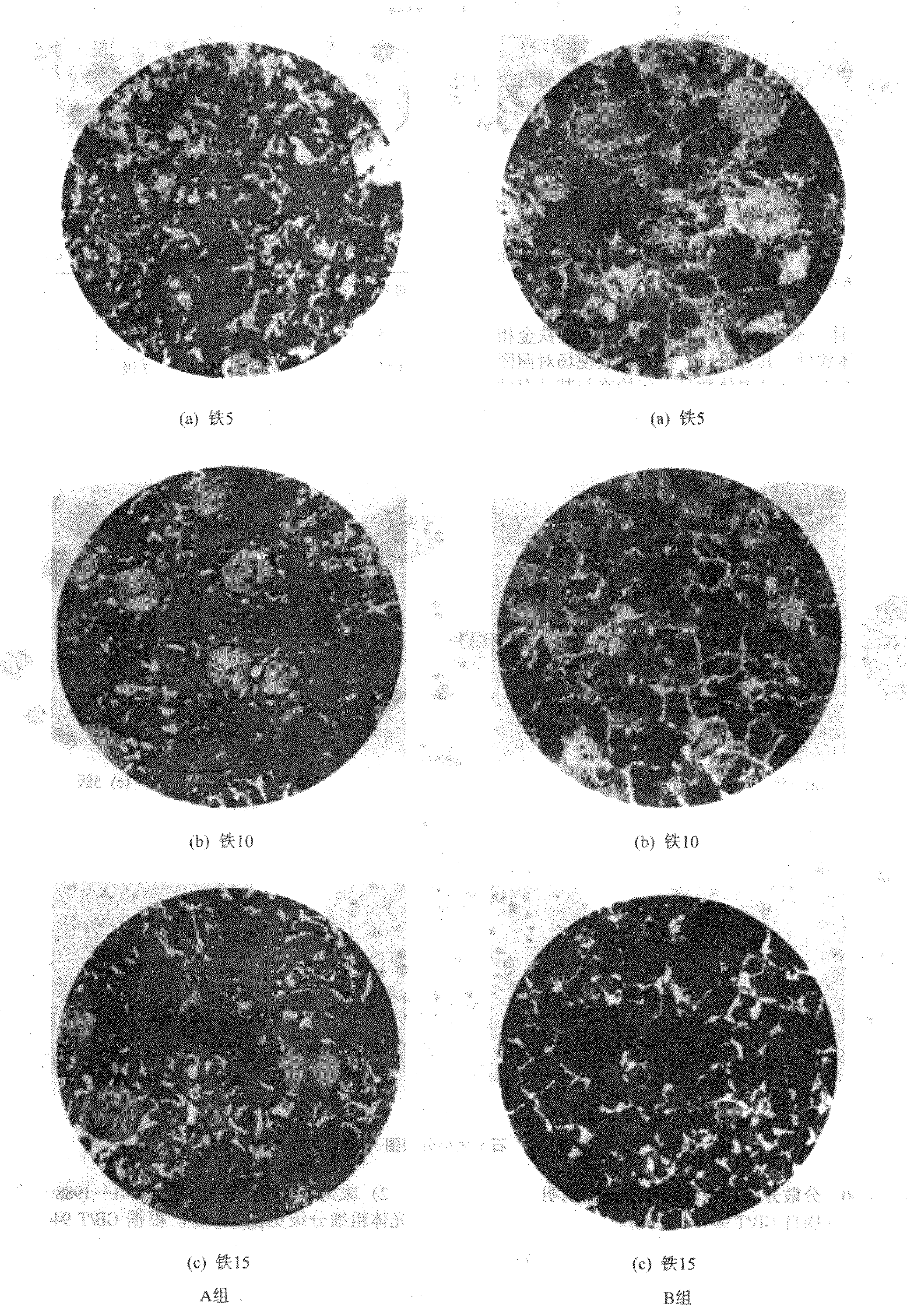
（摘自 GB/T 9441—1988）

名称	块状或网状铁素体数量/%	名称	块状或网状铁素体数量/%
铁5	约5	铁20	约20
铁10	约10	铁25	约25
铁15	约15	铁30	约30

2）珠光体基体 根据 GB/T 9441—1988 标准，球墨铸铁珠光体粗细分级见图2.1-81。根据 GB/T 9441—1988 球墨铸铁金相检验标准评定珠光体数量。其百分比按大多数视场对照图2.1-82进行评定，按石墨大小分别列为A、B两组金相照片。分级说明列于表2.1-61。

3）奥氏体、贝氏体以及奥氏体－贝氏体基体 当球墨铸铁成分中含有多量稳定奥氏体元素如 Ni、Mn 时，在铸态下即可获得奥氏体基体；铸铁经奥氏体化处理后在上贝氏体

转变温度（370℃左右）等温淬火，可形成上贝氏体+高碳奥氏（30%~40%）组织，上贝氏体为羽毛状组织，由晶界向晶内平行排列（见图2.1-83a、b），奥氏体分散分布于晶界附近，如图2.1-83a中的白色区域；铸铁经奥氏体化处理后在下贝氏体转变温度（280~320℃）等温洋火，可形成下贝氏体、残余奥氏体及马氏体，石墨周围以下贝氏体为主，呈细针状交叉分布，比淬火马氏体针细，且易受浸蚀（见图2.1-83c、d），远离石墨在晶界附近分布少量奥氏体及马氏体，如图2.1-83c中的白色区域。



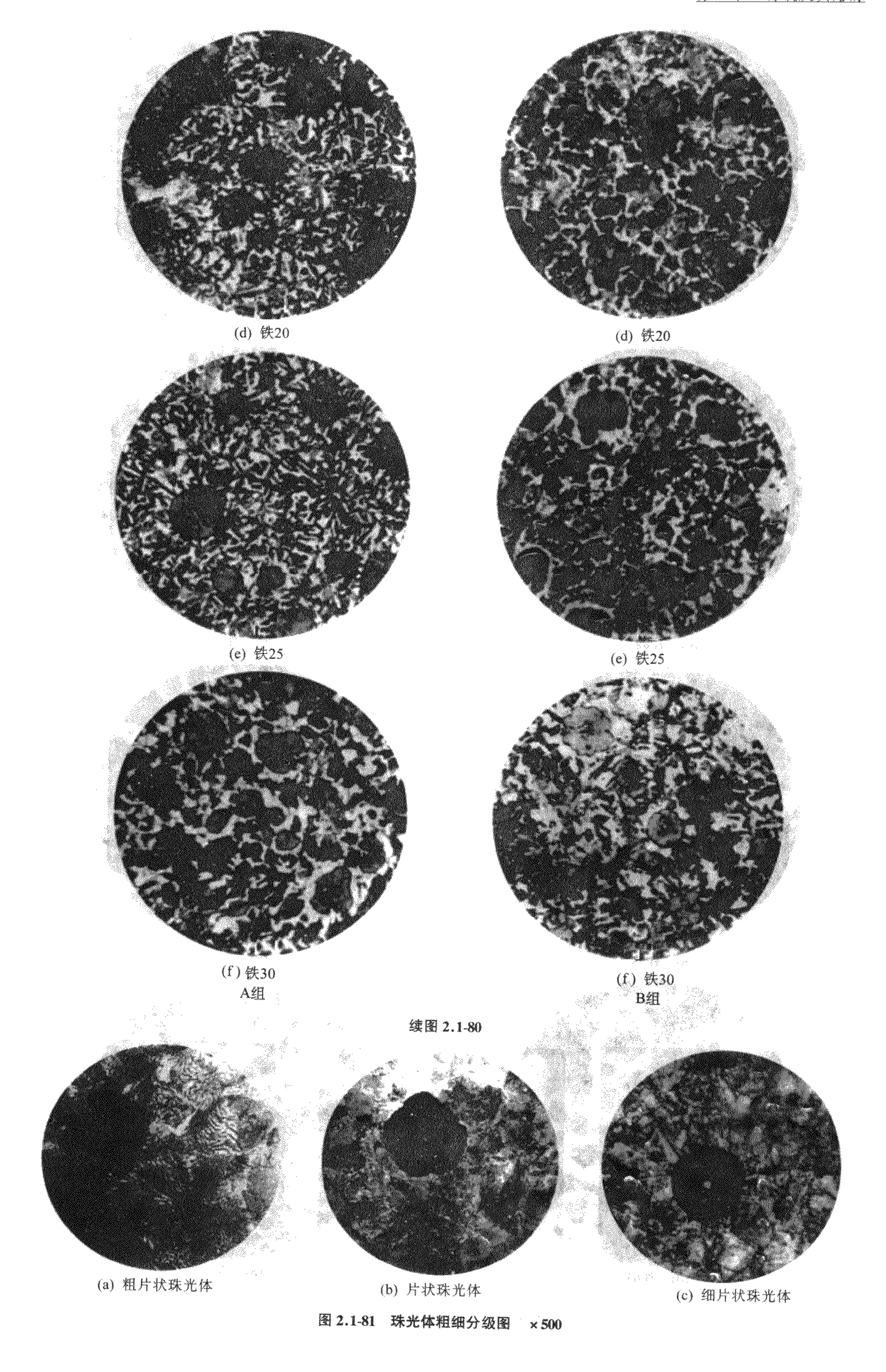
(a) 铁5　(a) 铁5

(b) 铁10　(b) 铁10

(c) 铁15　(c) 铁15

A组　B组

图2.1-80　分散分布块状（A）及网状（B）铁素体数量　×100



(d) 铁20　(d) 铁20

(e) 铁25　(e) 铁25

(f) 铁30　(f) 铁30

A组　B组

续图 2.1-80

(a) 粗片状珠光体　(b) 片状珠光体　(c) 细片状珠光体

图 2.1-81　珠光体粗细分级图　×500

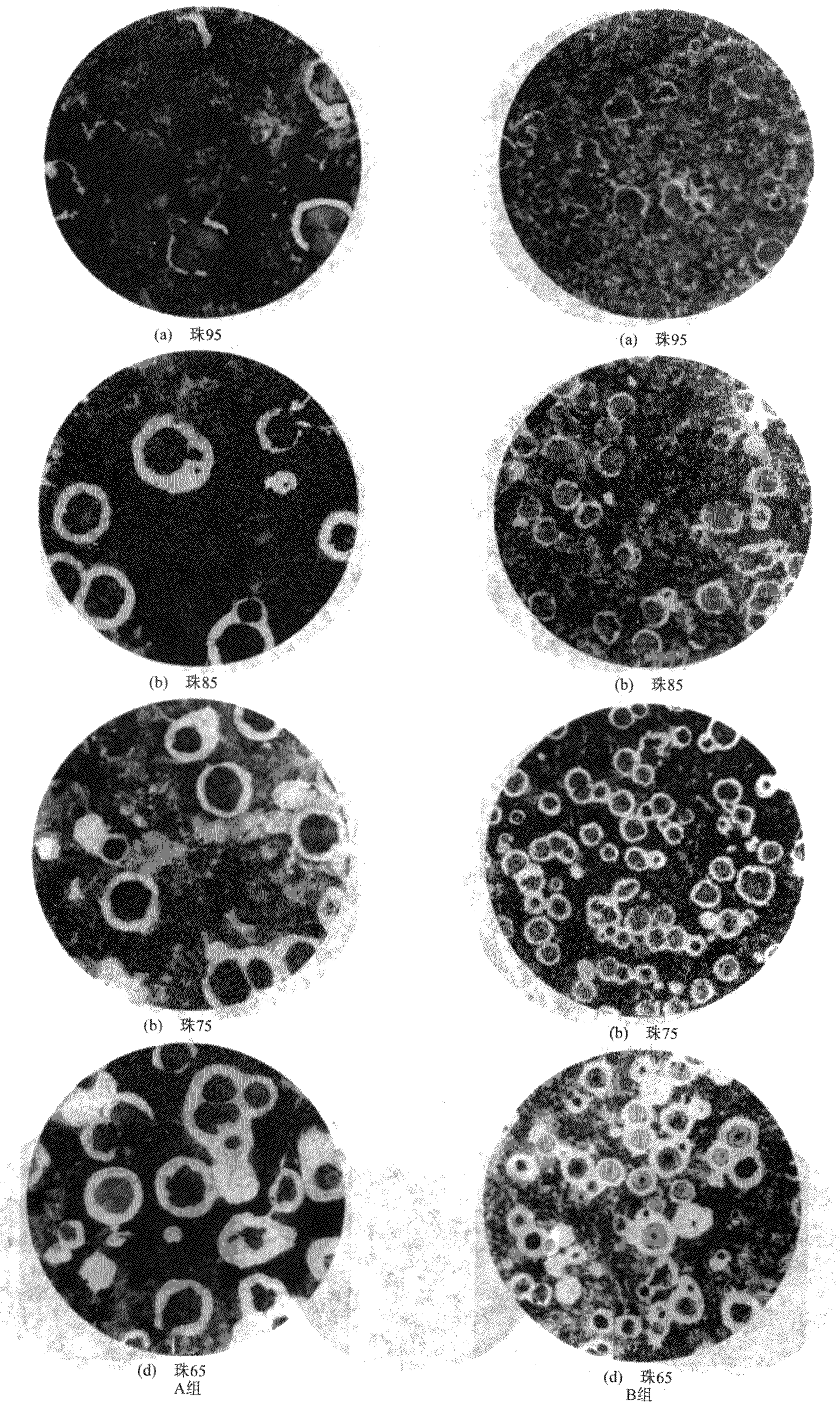
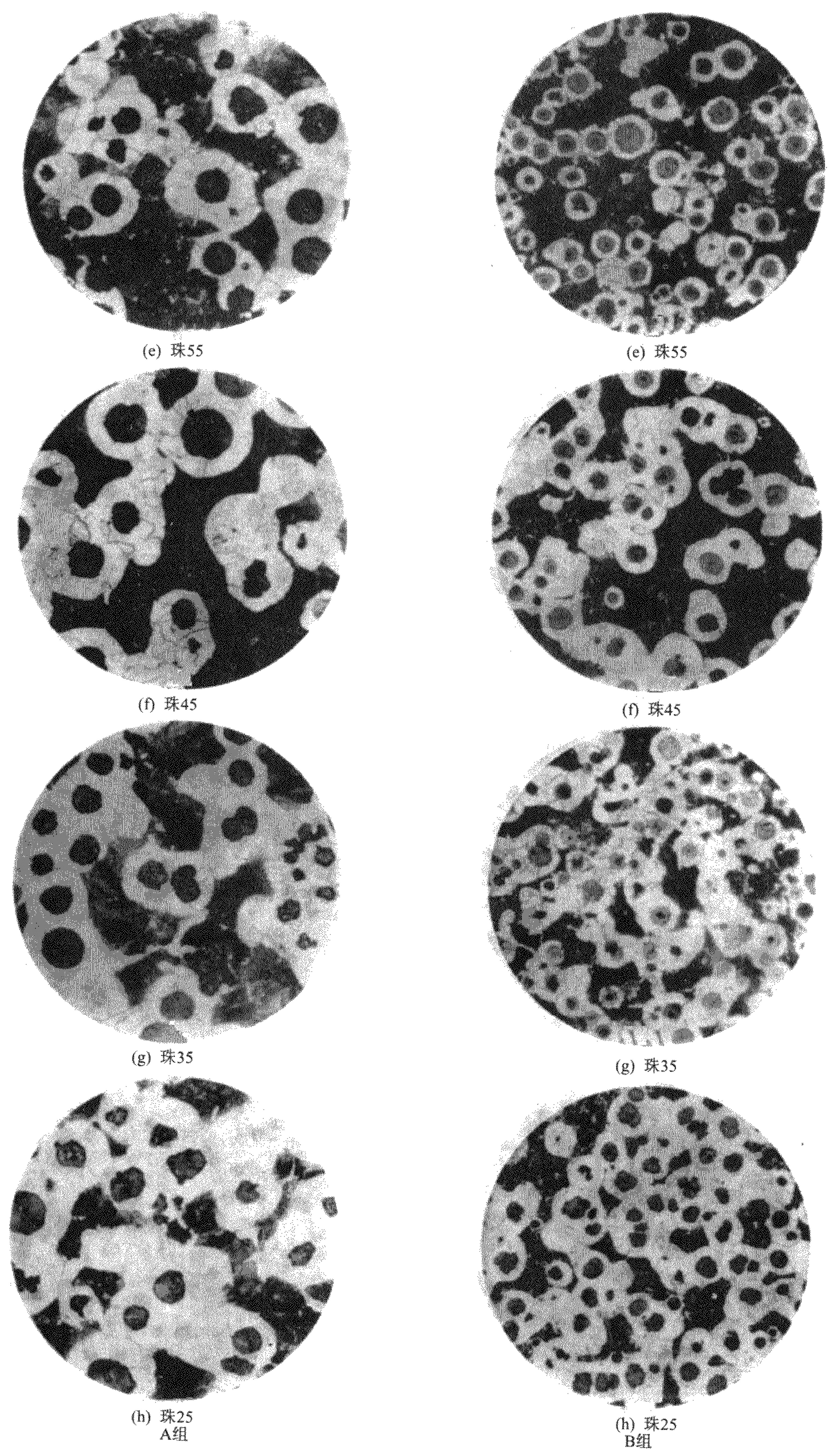


图 2.1-82 珠光体的数量 ×100



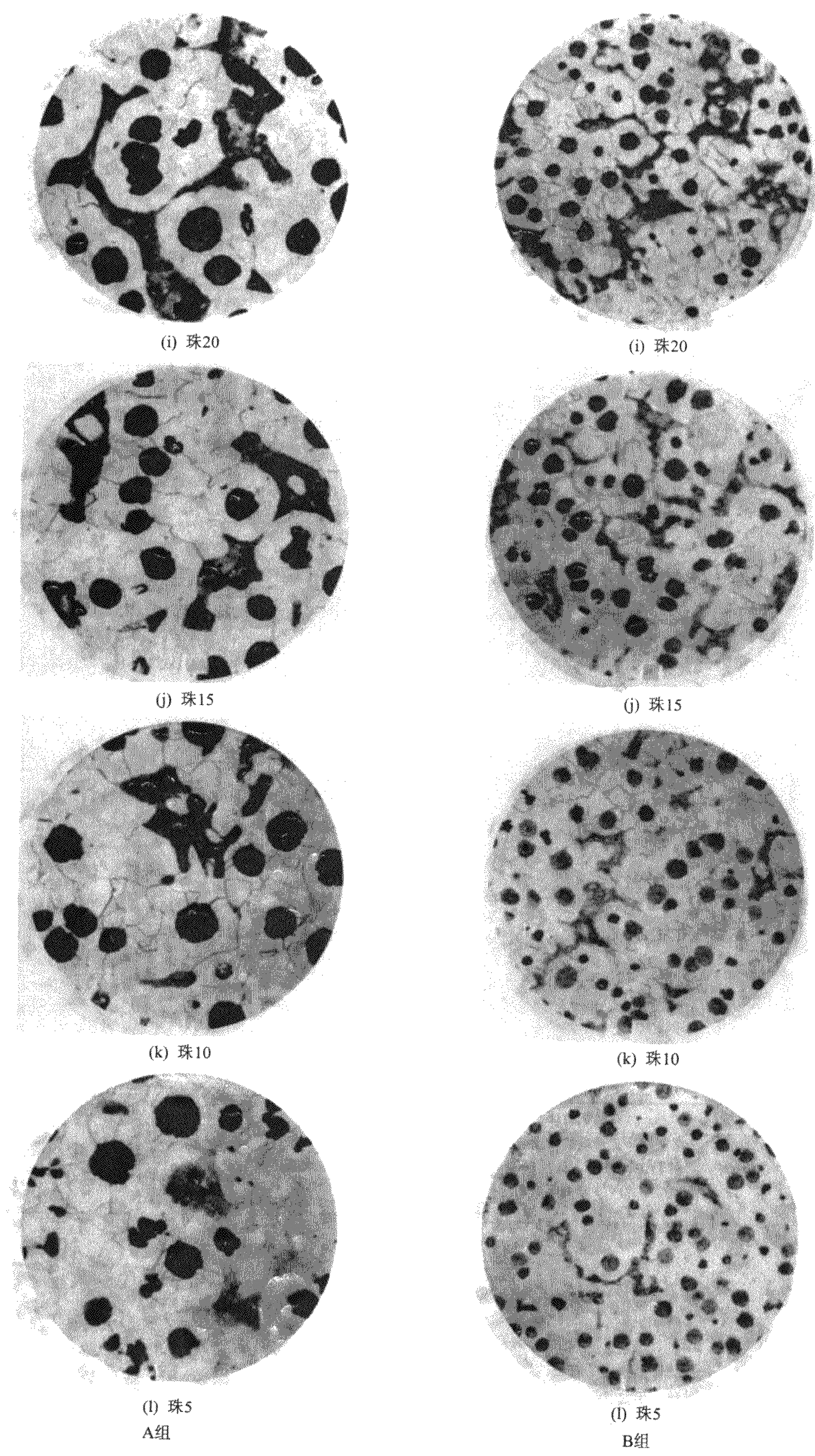
(e) 珠55 (e) 珠55

(f) 珠45 (f) 珠45

(g) 珠35 (g) 珠35

(h) 珠25 A组 (h) 珠25 B组

续图 2.1-82

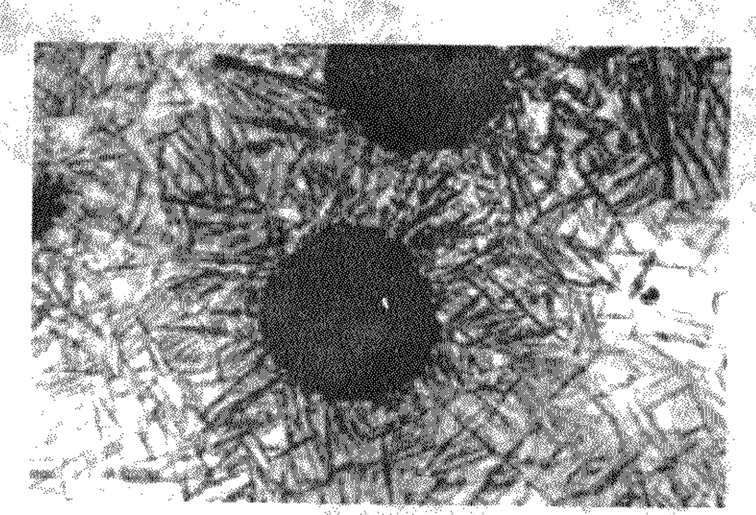


续图 2.1-82

表 2.1-61　珠光体数量分级说明（摘自 GB/T 9441—1988）

名称	珠光体体积分数/%	名称	珠光体体积分数/%
珠 95	>90	珠 35	>30~40
珠 85	>80~90	珠 25	约 25
珠 75	>70~80	珠 20	约 20
珠 65	>60~70	珠 15	约 15
珠 55	>50~60	珠 10	约 10
珠 45	>40~50	珠 5	约 5

4）马氏体及其回火组织　马氏体及其回火组织的金相组织示于图 2.1-84。当球墨铸铁经奥氏体化加热后，快速冷却至 M_S 点（约 230℃）以下，例如油淬或水淬，所获得的组织淬火马氏体（见图 2.1-84a），呈白色针叶状交叉或成排分布；淬火马氏体经 230~350℃低温回火后的组织为回火马氏体（见图 2.1-84b），易受浸蚀，呈墨色针叶状；淬火马氏体经 350~500℃中温回火后的组织为回火托氏体（见图 2.1-84c）；淬火马氏体经 500~650℃高温回火（调质处理）后的组织为回火索氏体（见图 2.1-84d）。



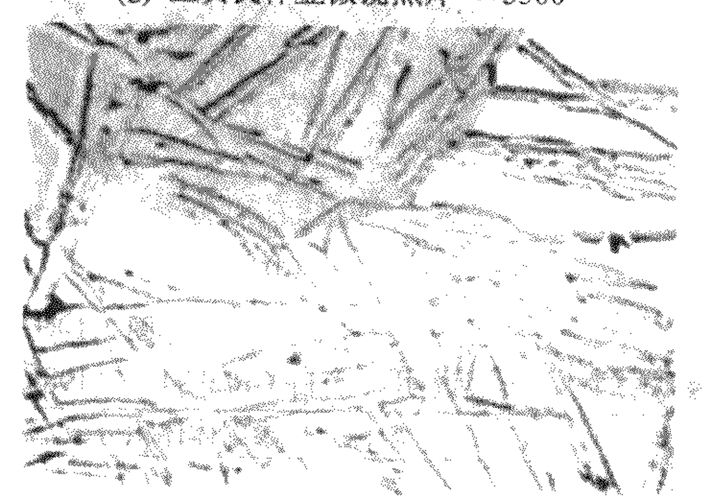
(a) 上贝氏体光学金相照片　×400



(b) 上贝氏体显微镜照片　×5500



(c) 下贝氏体光学金相照片　×400

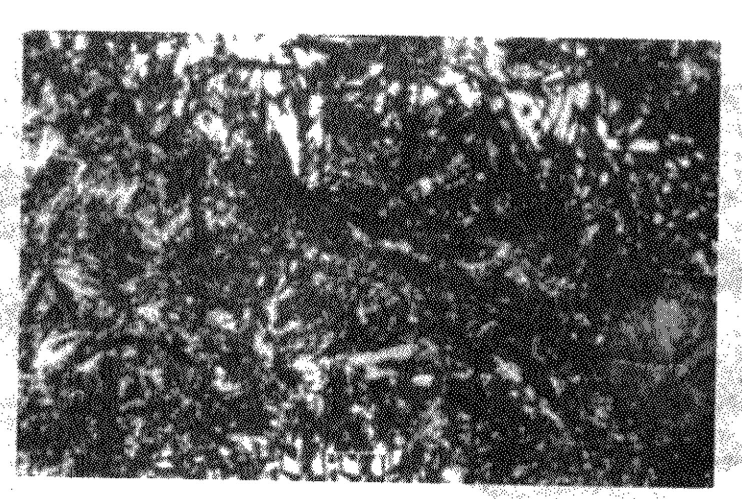


(d) 下贝氏体显微镜照片　×5500

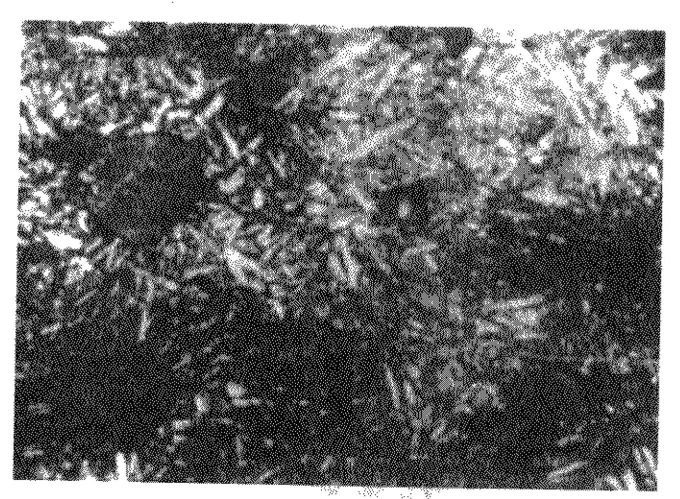
图 2.1-83　贝氏体金相组织



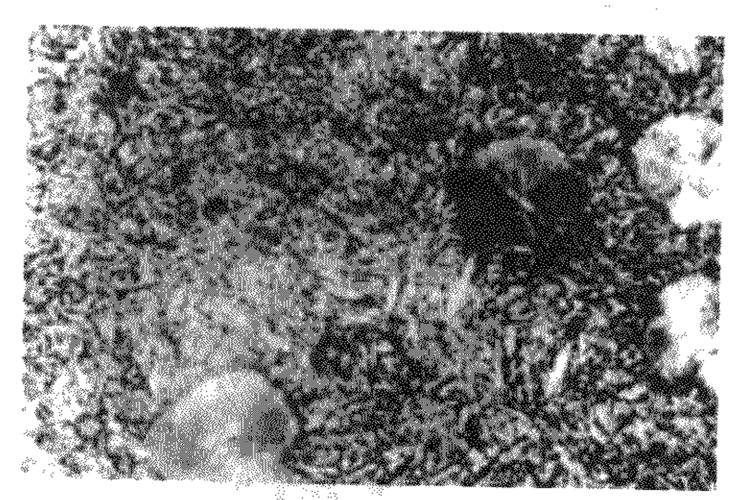
(a)　淬火马氏体，980℃淬火，HRC 56



(b)　回火马氏体，980℃淬火，HRC 54



(c)　回火托氏体，920℃淬火，350℃回火，HRC 46



(d)　回火索氏体，920℃淬火，600℃回火，HRC 27

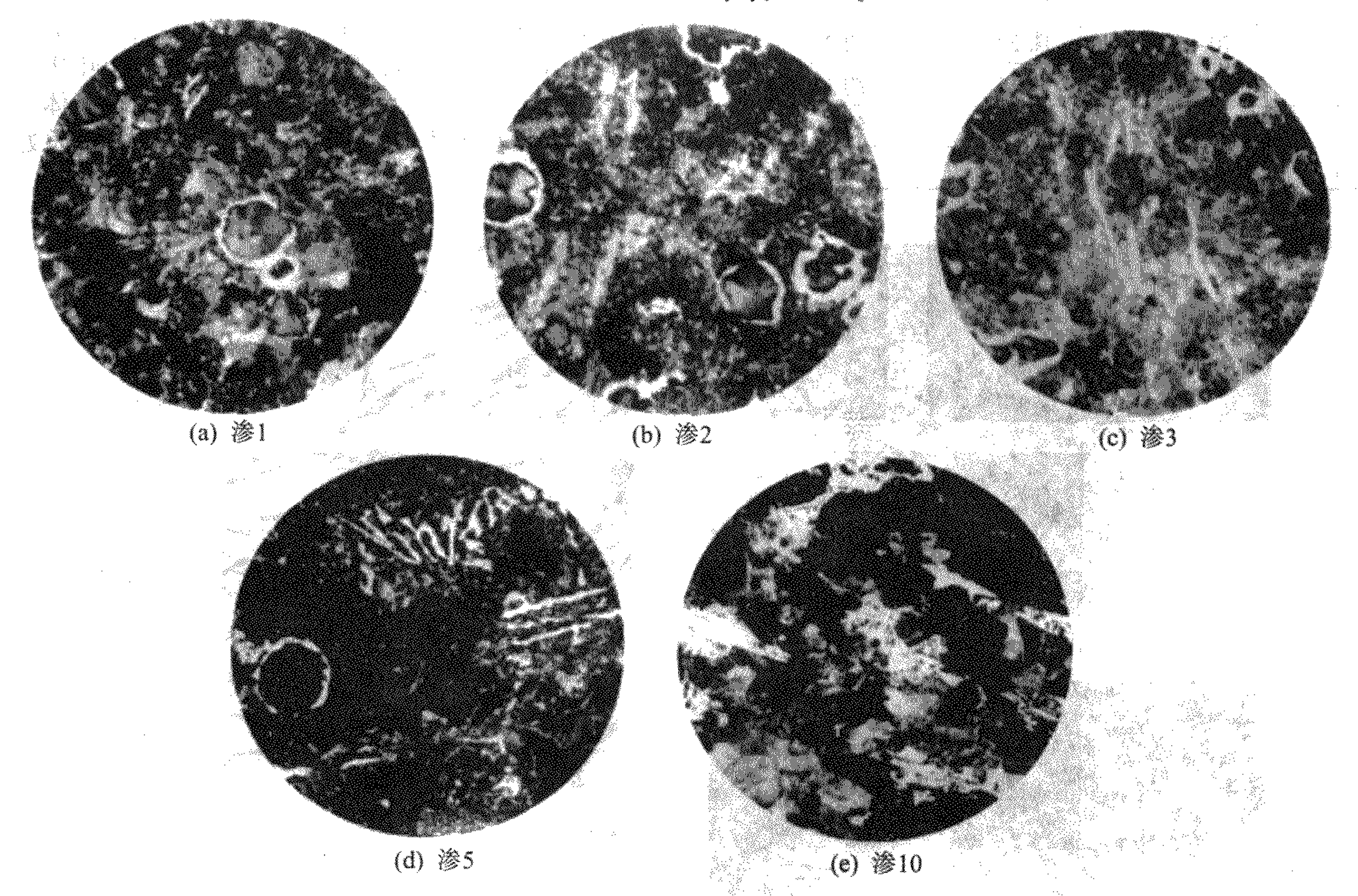
图 2.1-84　马氏体及其回火组织　×100

（3）渗碳体

根据GB/T 9441—1988标准，渗碳体数量分级按数量最多的视场对照图2.1-85图片进行评定，分级说明列于表2.1-62。

（4）磷共晶

按照磷共晶数量（GB/T 9441—1988）最多的视场对照图2.1-86评定磷共晶数量分级，必要时注明形态。分级说明列于表2.1-63。



(a) 渗1　(b) 渗2　(c) 渗3　(d) 渗5　(e) 渗10

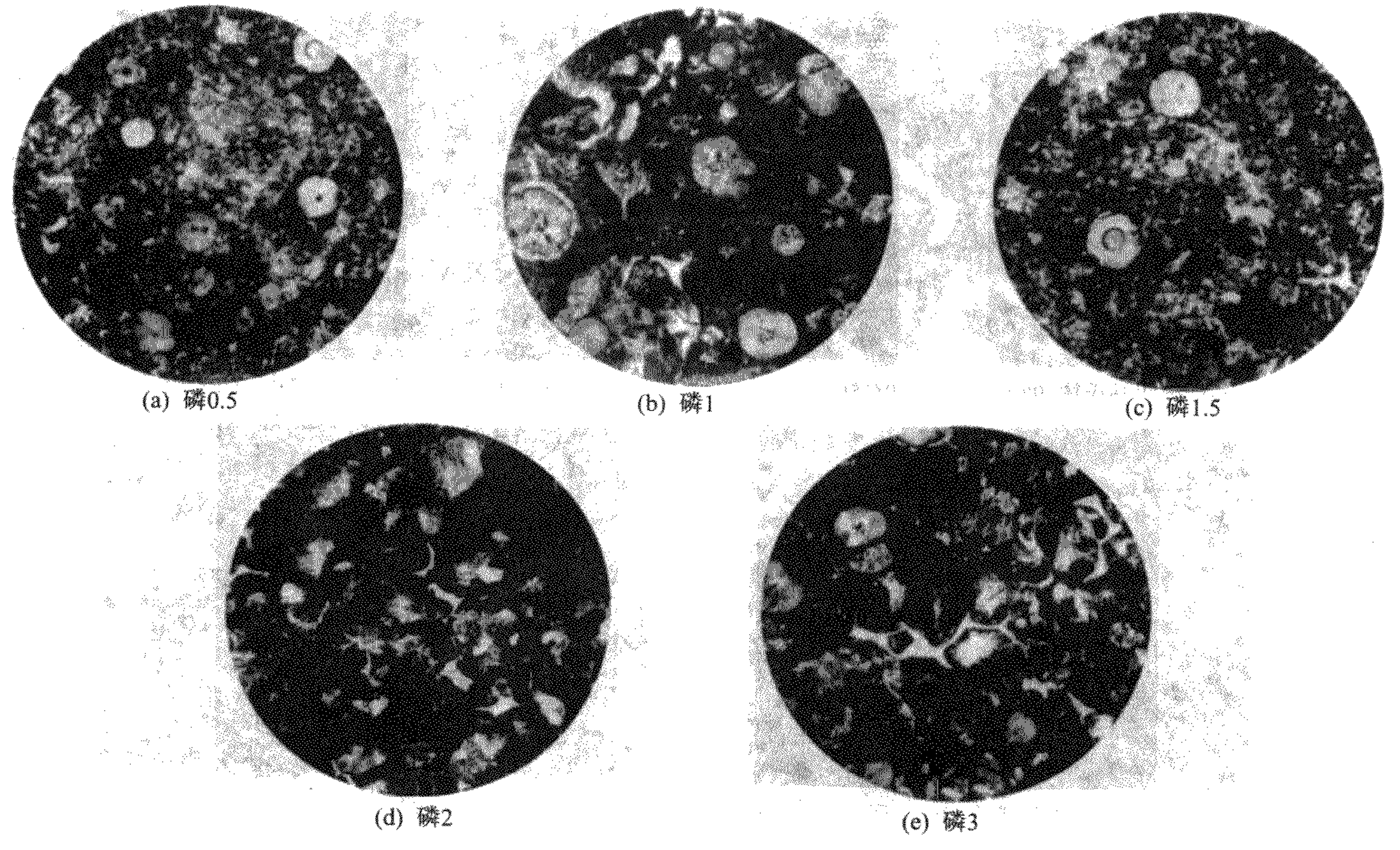
图2.1-85　渗碳体数量　×100

表2.1-62　渗碳体数量分级说明（摘自GB/T 9441—1988）

名称	渗碳体体积分数/%	名称	渗碳体体积分数/%
渗1	约1	渗5	约5
渗2	约2	渗10	约10
渗3	约3		

表2.1-63　磷共晶数量分级说明（摘自GB/T 9441—1988）

名称	磷共晶体积分数/%	名称	磷共晶体积分数/%
磷0.5	约0.5	磷2	约2
磷1	约1	磷3	约3
磷1.5	约1.5		



(a) 磷0.5　(b) 磷1　(c) 磷1.5　(d) 磷2　(e) 磷3

图2.1-86　磷共晶数量　×100

3.2 球墨铸铁的性能

3.2.1 球墨铸铁的力学性能

1）强度和塑性 球墨铸铁的强度和塑性主要取决于基体组织，下贝氏体或回火马氏体球墨铸铁的强度最高，其次是上贝氏体、托氏体、索氏体和珠光体球墨铸铁，强度更低的则是奥氏体球墨铸铁和铁素体球墨铸铁。在基体组织中随着铁素体（或奥氏体）含量增多，则抗拉强度降低，而塑性则相应增加。

珠光体球墨铸铁是以珠光体基体为主，余量为铁素体的球墨铸铁，QT60-3、QT700-3和QT800-3属于这一类型，一般可在铸态或采用正火处理获得。珠光体球墨铸铁的强度和硬度较高，且具有一定的韧性，而且具有比45号锻钢较优良的屈/强比、低的缺口敏感性（因此实物的缺口疲劳性能就有可能高于45号锻钢件，钢的强度越高，这种倾向越明显）和好的耐磨性。表2.1-64及表2.1-65列出了两组比较数据。影响珠光体球墨铸铁强度、疲劳性能及韧性指标的主要因素为：珠光体的数量及层片距、石墨的形状、大小及夹杂物的含量和分布等。

表2.1-64 珠光体球墨铸铁和45号锻钢静拉伸性能比较

性 能	45锻钢（正火）	珠光体球墨铸铁（正火）
抗拉强度 σ_b/MPa	690	815
屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	410	640
断后伸长率 δ/%	26	3
弹性模量 E/MPa	21×10^4	$(17\sim18)\times10^4$
屈强比 $\sigma_{0.2}/\sigma_b$	0.59	0.785

表2.1-65 珠光体球墨铸铁与45号锻钢试样的弯曲疲劳强度比较

材 料	弯曲疲劳强度 σ_{-1}/MPa			
	光滑试样	带孔试样	带肩试样	带孔、带肩试样
珠光体球墨铸铁	255	205	175	155
45锻钢（正火）	305	225	195	150

铁素体球墨铸铁指基体以铁素体为主，其余为珠光体的球墨铸铁，典型牌号为QT400-18、QT400-15及QT450-10。其性能特点为塑性和韧性较高，强度较低。QT500-7属铁素体和珠光体混合基体的球墨铸铁，具有较好的强度和韧性的配合。通过铸态控制或热处理手段可调整和改善组织中珠光体和铁素体的相对数量及形态与分布，从而可在一定范围内改善和调整其强度和韧性的配合，以满足各类铸件的要求。

奥氏体-贝氏体球墨铸铁开发于20世纪70年代后期，与普通基体的球墨铸铁相比，它具有强度、塑性和韧性都很高的综合力学性能，显著地优于珠光体球墨铸铁，也优于传统的经调质处理的球墨铸铁。其抗拉强度可高达900～1 400 MPa，并具有一定的伸长率。如适当降低抗拉强度，则伸长率可高达10%以上。图2.1-87所示为奥氏体-贝氏体球墨铸铁与普通球墨铸铁的性能比较。此外，奥氏体-贝氏体球墨铸铁还具有比普通球墨铸铁高的冲击韧度及抗点蚀疲劳能力，尤其具有高的弯曲疲劳性能和良好的耐磨性，可代替某些锻钢件和普通球墨铸铁不能胜任的部件，如承受高载荷的齿轮、曲轴、连杆及凸轮轴等，为此受到广泛的重视，被视为20世纪70年代以来铸铁冶金领域的重大突破。

2）硬度 表2.1-66给出了各种基体组织球墨铸铁的硬度值。硬度与力学性能的关系取决于基体组织。

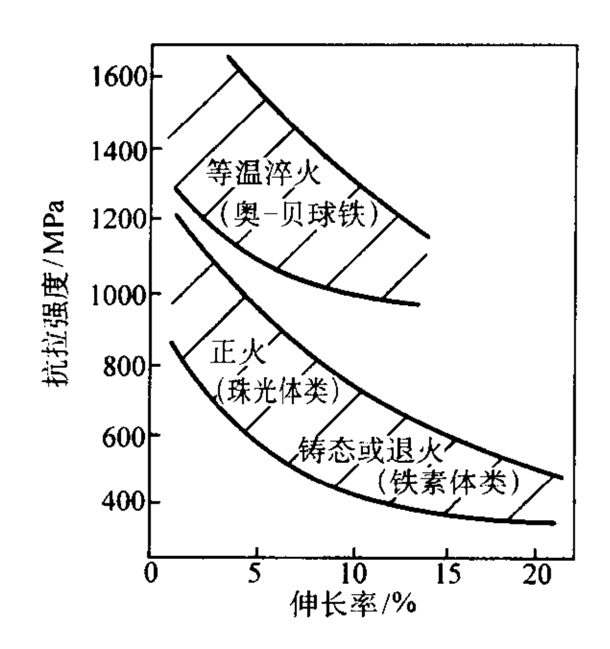


图2.1-87 球墨铸铁的抗拉强度和伸长率

表2.1-66 各种基体组织球墨铸铁的硬度

基体组织	硬度HBS
铁素体	149～187
铁素体-珠光体	170～207
珠光体-铁素体	187～248
珠光体	217～269
贝氏体或针状体	269～350
回火马氏体	350～550
奥氏体	140～160

3）弹性模量 影响球墨铸铁弹性模量的重要因素是球化率。在基体组织一定的情况下，球化率降低则使弹性模量降低，如图2.1-88所示。石墨球数量增加，也可降低弹性模量。由于含碳量变化，弹性模量在159～172 GPa范围内变化，切变模量为63～64 GPa，泊松比为0.275～0.285。

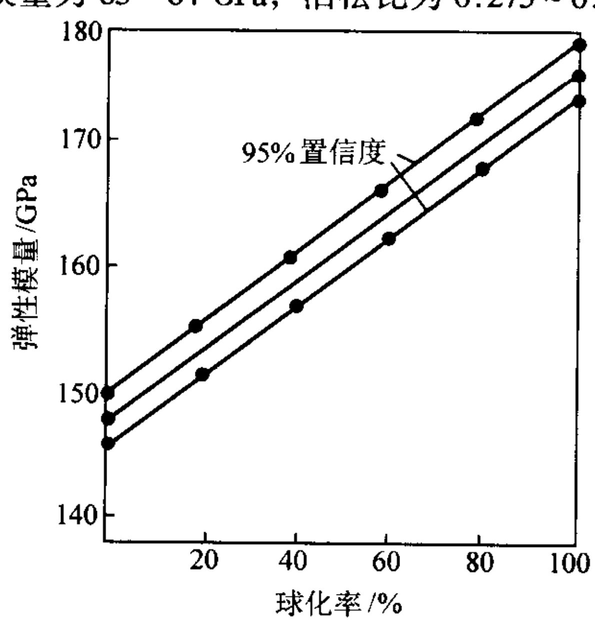


图2.1-88 球墨铸铁的球化率与弹性模量的关系

4）冲击韧度 按GB/T 1348—1988规定，仅对QT400-18牌号的球墨铸铁检验冲击韧度（用V形缺口试样），其最小冲击韧度见表2.1-67。

表2.1-67 QT400—18铸铁最小冲击韧度（摘自GB/T 1348—1988） J·cm^{-2}

试样类别	参考壁厚/mm	常温 23℃±5℃		低温 -20℃±2℃	
		三个试样平均	个别	三个试样平均	个别
单铸试块	—	14	11	12	9
附铸试块	30～60	14	11	12	9
	60～120	12	9	10	7

表2.1-68示出各种基体组织球墨铸铁常温下无缺口试样冲击韧度范围。铁素体球墨铸铁由于含硅量变化，贝氏体球墨铸铁由于上、下贝氏体及奥氏体数量变化，其冲击韧度变化范围较大。

表2.1-68　各种基体组织常温冲击韧度（无缺口试样）

基体组织	铁素体	珠光体	贝氏体	回火索氏体
冲击韧度 a_k/J·cm^{-2}	50～150	15～35	30～100	20～60

5）小能量多次冲击韧度　很多零件如曲轴在工作时承受小能量多次冲击载荷。试验表明：在冲击吸收功 A_K < 2.4J时，珠光体球墨铸铁的小能量多次冲击韧度优于45正火钢。图2.1-89表明，铁素体球墨铸铁在小能量多次冲击试验中的冲击性能优于铁素体可锻铸铁。

珠光体量对球墨铸铁小能量多次冲击韧度的影响列于表2.1-69。珠光体球墨铸铁的小能量多次冲击韧度优于铁素体球墨铸铁，但是常规的一次冲击韧度则相反。

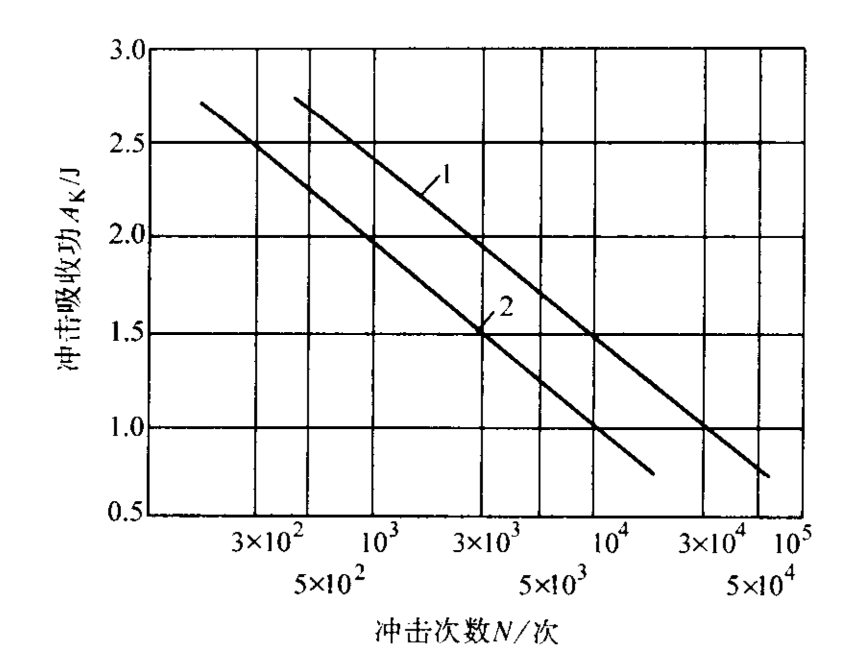


图2.1-89　铁素体球墨铸铁和铁素体可锻铸铁的 A_K-N 曲线

1—铁素体球墨铸铁；2—铁素体可锻铸铁

6）疲劳强度　各种基体组织球墨铸铁的弯曲疲劳强度列于表2.1-70。珠光体球墨铸铁汽车曲轴的疲劳强度达84 MPa，与45正火钢曲轴相同。

表2.1-69　珠光体量对球墨铸铁小能量多次冲击韧度的影响

冲击吸收功 A_K/J	2.35	1.57	0.78	0.49	一次冲击韧度（无缺口）a_K/J·cm^{-2}
珠光体量（体积分数）/%	冲击次数 N/10^4				
100	0.797	38.9		8 770	23.62
95	0.804	17.3	1 610	7 310	20.29
85	0.505	10.9	1 260	5 390	33.81
75	0.546	9.8	900	3 140	33.61

表2.1-70　各种基体组织球墨铸铁弯曲疲劳强度

材　料	抗拉强度/MPa	无缺口试样		有缺口试样（45°，V形）		
		疲劳强度/MPa	疲劳强度/抗拉强度	疲劳强度/MPa	疲劳强度/抗拉强度	缺口敏感系数①
铁素体球墨铸铁	461	206	0.45	—	—	—
铁素体球墨铸铁	470	245	0.52	—	—	—
珠光体球墨铸铁	735	255	0.347	—	—	—
珠光体球墨铸铁	760	269	0.35	—	—	—
珠光体球墨铸铁	710	262	0.37	—	—	—
贝氏体球墨铸铁	1 176～1 470	304～343	0.23～0.26	—	—	—
铁素体球墨铸铁	490	210	0.43	145	0.30	1.4
珠光体—铁素体球墨铸铁	621	236	0.44	166	0.27	1.7
回火马氏体球墨铸铁	931	338	0.36	207	0.22	1.6
上贝氏体球墨铸铁	1 088	412	0.38	353	0.32	1.2

① 缺口敏感系数＝无缺口疲劳强度/有缺口疲劳强度。

7）断裂韧度　各种基体组织球墨铸铁的平面应变断裂韧度 K_{IC} 值列于表2.1-71。其中铁素体球墨铸铁是由J积分换算而来，其余为测定值。试样为15 mm×30 mm×130 mm三点弯曲试样。上贝氏体球墨铸铁在具有高强度的同时还具有很高的断裂韧度。

表2.1-71　各种基体组织球墨铸铁的 K_{IC}

基体组织	铁素体	珠光体	下贝氏体	上贝氏体①
断裂韧度 K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	81.3	31.0	55.5	83.9
	74.8	37.5	55.7	85.3
	—	34.4	61.4	90.4

① 等温淬火（890℃×30 min，360℃×120 min）。

3.2.2　球墨铸铁的物理性能

1）密度　密度取决于含有的石墨量，球墨铸铁的密度与钢相比，要降低8%～12%。常温下，不同基体和成分的球墨铸铁密度列于表2.1-72。熔融状态下镁球墨铸铁的密度列于表2.1-73。增加石墨化元素，则促使密度减小；增加阻碍石墨化元素，则促使密度增加。镁、碳、硅含量对球墨铸铁密度的影响列于表2.1-74。

表 2.1-72 常温下球墨铸铁的密度

材料	密度/$g\cdot cm^{-3}$
铁素体球墨铸铁	6.9~7.2
珠光体球墨铸铁	7.1~7.5
中硅耐热球墨铸铁①	7.10

① 硅的质量分数为4.5%~5.5%。

2）线胀系数 球墨铸铁的线胀系数主要受温度和基体组织的影响。温度对线胀系数的影响示于图2.1-90，表2.1-75列出各种基体球墨铸铁在各温度范围的线胀系数。

3）热导率 热导率取决于化学成分、组织、石墨形态和温度。石墨比基体组织的热导率大；石墨沿基面比沿棱面的热导率要大2个数量级。因此，球墨铸铁的热导率高于钢，但却低于灰铸铁。在100℃时它比灰铸铁小20%~30%；在高温时，则差别更大。表2.1-76列出各种基体组织的球墨铸铁热导率。Si、Ni、Al、Mn、P、Cu均使球墨铸铁的热导率降低，例如Mn的质量分数为1.5%时，热导率降低3.3%；P的质量分数为1.0%时，热导率降低6%；Cu的质量分数为1.0%时，热导率降低5%。

表 2.1-73 熔融状态镁球墨铸铁的密度

温度/℃	1 225	1 250	1 300	1 335
密度/$g\cdot cm^{-3}$	7.05	—	6.94	6.91
	—	6.90	6.87	—

温度/℃	1 350	1 375	1 400	1 415	注
密度/$g\cdot cm^{-3}$	6.85	6.78	—	6.75	①
	6.83	—	6.80	—	②

① 成分（质量分数,%）：C=3.44 Si=2.56 Mn=0.22 P=0.11。
② 成分（质量分数,%）：C=3.3~3.6 Si=1.6~2.6 Mn=0.4~0.5。

表 2.1-74 镁、碳、硅含量对镁球墨铸铁密度的影响（质量分数） %

镁的影响			碳的影响					硅的影响				
Mg	C+1/3(Si+P)	密度/$g\cdot cm^{-3}$	C	Si	C+1/3(Si+P)	Mg	密度/$g\cdot cm^{-3}$	Si	C	C+1/3(Si+P)	Mg	密度/$g\cdot cm^{-3}$
—	4.16	6.801	1.94	3.27	3.03	0.074	7.381	1.21	3.16	3.56	0.045	7.441
0.034	4.08	7.214	2.70	3.37	3.82	0.055	7.351	2.00	3.12	3.78	0.050	7.411
0.075	4.13	7.371	2.96	3.28	4.05	0.066	7.349	2.57	3.23	4.09	0.058	7.353
0.085	4.16	7.392	3.35	3.35	4.45	0.067	7.200	2.89	3.16	4.12	0.068	7.344
0.117	4.19	7.452	3.60	3.28	4.69	0.060	7.061	4.40	2.96	4.30	0.064	7.071

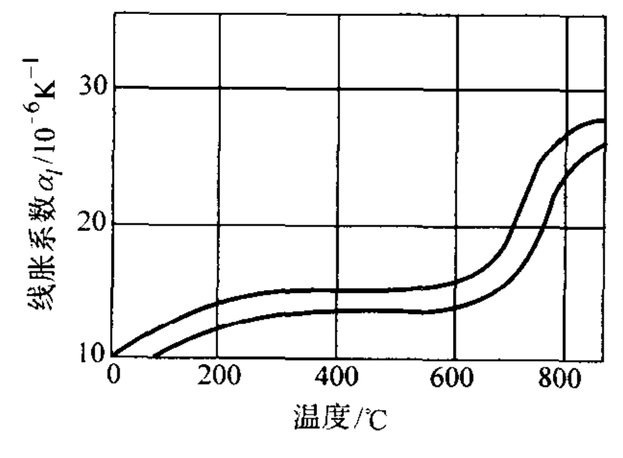


图 2.1-90 温度对球墨铸铁线胀系数的影响
化学成分（质量分数,%）：C=2.65~3.72
Si=2.59~3.47 Mn=0.24~0.59

表 2.1-75 球墨铸铁线胀系数 $10^{-6}K^{-1}$

温度范围/℃	铁素体球墨铸铁	珠光体球墨铸铁	奥氏体球墨铸铁①
20~100	11.5	11.5	—
20~200	11.7~11.8	11.8~12.6	4.19
20~300	—	12.6	—
20~400	—	13.2	—
20~500	—	13.4	—
20~600	13.5	13.5	—
20~700	—	13.8	—

① Ni的质量分数为20%~26%。

表 2.1-76 球墨铸铁的热导率

材料	化学成分（质量分数）/%				热导率/W·$(m\cdot K)^{-1}$	
	C	Si	Ni	Mg	100℃	400℃
铁素体球墨铸铁	3.52	2.05	0.05	0.066	38.89	38.14
珠光体球墨铸铁	3.22	2.44	1.35	0.056	31.06	30.06
奥氏体球墨铸铁	2.95	1.85	20.7	0.12	19.05	18.29

4）比热容 球墨铸铁的比热容与灰铸铁大体相同，常温下为500~700 J/(kg·K)，一般取544 J/(kg·K)。温度升高使比热容增大，含碳量增加使比热容增大。

5）熔化潜热 球墨铸铁的熔化潜热与普通灰铸铁相当，一般为209~230 J/g。

6）电阻率 球墨铸铁的电阻率低于灰铸铁，高于可锻铸铁。铁素体球墨铸铁电阻率略低于珠光体球墨铸铁，见表2.1-77。温度升高使电阻率增加。C、Si增加电阻率，质量分数为0.5%~1.0%范围的Al、Mn、Ni略降低电阻率，Al、Mn的质量分数超过1%或Ni的质量分数超过3%时使电阻率增大。

表 2.1-77 球墨铸铁电阻率

材料	化学成分（质量分数）/%				电阻率/$\mu\Omega\cdot cm$
	C	Si	Mn	P	
铁素体球墨铸铁	3.60	2.40	0.50	0.087	55
珠光体球墨铸铁	3.62	2.40	0.50	0.087	59

7）磁性能 球墨铸铁的磁性能列于表2.1-78，由表可见，与珠光体球墨铸铁相比，铁素体球墨铸铁的磁导率和磁感应强度较大，矫顽力和磁滞损失较小。

3.2.3 球墨铸铁的工艺性能

（1）球墨铸铁的凝固特点

表 2.1-78　球墨铸铁的磁性能

材料	矫顽力 H_c /A·m⁻¹	剩磁 B/T	最大磁导率 μ /μH·m⁻¹	μ 时的磁场强度 H/A·m⁻¹	饱和磁感/T	
					H = 5 968 A/m	H = 7 162 A/m
铁素体球墨铸铁	191	0.51	1.76	437.3	1.61	1.91
珠光体球墨铸铁①	716	0.80	0.69	1 114	1.85	4.93

① 化学成分（质量分数,%）: C = 3.6，Si = 2.5，Mn = 0.6，P = 0.08，S = 0.009。

球墨铸铁的凝固特点与灰铸铁有明显的差异，主要表现在：

1）球墨铸铁有较宽的共晶凝固温度范围　由于球墨铸铁共晶凝固时石墨-奥氏体两相的离异生长特点，使球墨铸铁的共晶团生长到一定程度后（奥氏体在石墨球外围形成完整的外壳），其生长速度明显减慢，或基本不再生长。此时共晶凝固的进行要借助于温度进一步降低来获得动力，产生新的晶核。因此共晶转变需要在一个较大的温度区间才能完成。据测定，通常球墨铸铁的共晶凝固温度范围是灰铸铁的一倍以上。

2）球墨铸铁的糊状凝固特性　由于球墨铸铁的共晶凝固温度范围较灰铸铁宽，从而使得铸件凝固时，在温度梯度相同的情况下，球墨铸铁的液-固两相区宽度比灰铸铁大得多，这种大范围液-固两相区使球墨铸铁件表现出具有较强的糊状凝固特性。此外，大的共晶凝固温度范围，也使得球墨铸铁的凝固时间比灰铸铁及其他合金要长。

3）球墨铸铁具有较大的共晶膨胀　由于球墨铸铁的糊状凝固特性以及共晶凝固时间较长，使凝固时球墨铸铁件的外壳长期处于较软的状态，而在共晶凝固过程中，溶解在铁液中的碳以石墨的形式结晶出来时，其体积约比原来增加 2 倍。这种由于石墨化膨胀所产生的膨胀应力可高达（5.065 ~ 10.13）× 10^5 Pa（5 ~ 10 atm），此力通过较软的铸件外壳传递给铸型，将足以使砂型退让，从而导致铸件外形尺寸胀大。值得注意的是：如采用刚度很高的铸型（如金属型或金属型覆砂）。由于铸型抵抗变形的能力增加，因而可使铸件胀大的倾向减小。因此，应该说对球墨铸铁而言，虽具有较大的共晶膨胀力，但铸件实际胀大量的多少，则直接与铸型刚度有关。

（2）铸造性能

球墨铸铁的铸造性能是与球墨铸铁铁液的凝固特点密切相关。了解其凝固特点，便可从本质上理解球墨铸铁的铸造性能特点，对于正确制定球墨铸铁的铸造工艺及防止缺陷的产生都是十分有益的

1）流动性　铁液经球化处理后，由于脱硫、去气和去除了部分金属夹杂物，使铁液净化，对提高流动性是有利的，因此在化学成分和浇注温度相同时，球墨铸铁的流动性较灰铸铁好。但通常由于铁液经球化、孕育处理后，温度降低较多，从而使实际的浇注温度偏低，再加之铁液中含有一定量的镁，会使铁液的表面张力增加，因此在实际生产中往往感到流动性较灰铸铁差。所以，为改善其充填铸型的能力，应适当注意提高球墨铸铁的浇注温度。

2）收缩特性　铸件从高温到低温各阶段中的收缩或膨胀可通过其一维方向的尺寸变化或三维方向的体积变化量来描述，前者称为线收缩量，后者称为体收缩量，它们的大小直接影响到铸件的缩孔和缩松倾向以及铸件的尺寸精度。如前所述，球墨铸铁和其他合金不同，其收缩倾向的大小不但与合金本身的特性有关，而且还取决于铸型的刚度。图 2.1-91 示出在成分、浇注温度和铸型刚度大致相同条件下灰铸铁和球墨铸铁的自由线收缩曲线，可见其收缩过程基本相同，两者的显著差别在于球墨铸铁收缩前的膨胀要比灰铸铁大得多，因此总的线收缩值显得较小，但这只是在其膨胀受阻较小时才是如此。在实际铸件中，若铸型刚度增大，将使这部分膨胀量减小，最终可能会和灰铸铁接近。铸型刚度变化在影响到线收缩值和体收缩值大小的同时，也直接影响到铸件的致密程度，当铸型刚度较小时，共晶石墨化膨胀使得铸件外壳胀大，增加了铸件内部的缩孔和缩松的数量，使铸件致密性下降。

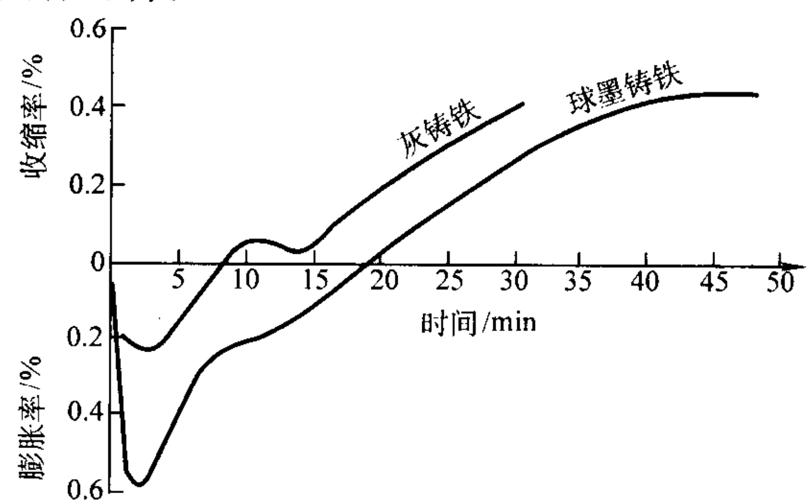


图 2.1-91　球墨铸铁和灰铸铁的自由收缩曲线

3）内应力　由于球墨铸铁的弹性模量（159 ~ 172 GPa）较灰铸铁大，加之其热导率又较灰铸铁低，因此无论是收缩应力还是温差应力均较灰铸铁大。这样，球墨铸铁件的变形及开裂倾向均高于灰铸铁，故应在铸件结构设计上和铸造工艺上采取相应的防止措施。

（3）焊补性能

球墨铸铁不能焊接，只能焊补。当球墨铸铁中的镁和稀土含量较高时，在焊缝和近缝区易产生白口或马氏体组织，形成内应力和裂纹；当镁和稀土含量不足时，则在焊缝和近缝区呈现灰铸铁组织，石墨呈片状，致使力学性能降低。为此国家标准 GB/T 10044—1988 规定了适用于球墨铸铁焊补用的焊条。

采用普通球墨铸铁焊条的焊补工艺为：将铸件预热至 600 ~ 700℃，清除氧化皮后用交流或直流电焊，电流 150 ~ 230 A。铸件温度在 350 ~ 700℃时进行焊补。焊补后，在 900 ~ 920℃保温 2.5 h 后炉冷至 730 ~ 750℃空冷，可获得高强度珠光体基体的球墨铸铁焊缝。

也可采用重稀土镁球墨铸铁焊条（气焊、电焊）、低碳钢芯球墨铸铁用焊条（电焊）以及含钒焊条（气体保护焊）等进行球墨铸铁的焊补。

（4）压力加工性能

早期的研究表明，球墨铸铁可以承受压力加工，例如轧制可以使球墨铸铁的压缩达到 50%，锻打可达到 60%。对球墨铸铁压力加工性能的进一步研究结果表明，球墨铸铁的最大变形量与压力加工的速度有关。

随着水平连续铸造铸铁型材技术的发展，可以获得具有石墨细小圆整、组织致密、成分偏析小的球墨铸铁棒材，它有利于高温塑性变形，因而可得到高达 78% 的压缩变形率。

连续铸造球墨铸铁棒材在 900 ~ 1 050℃范围内，可以经受多方向反复自由锻造成各种形状，可以模锻成球，并在一定的工艺条件下（例如棒材直径在 60 mm 以下）也可以轧制成球。

但要注意的是，球墨铸铁经压力加工后，石墨变成细条状，并且变形量越大，则石墨就被压缩得越扁长。此时基体组织随着石墨形状的变化也要相应发生变化，铁素体沿着石墨周围分布变成条状，并且数量有所增加。

（5）切削性能

球墨铸铁中的球状石墨可以起切削润滑作用，因而切削

阻力低于钢，与灰铸铁的切削性能基本相当。

3.2.4　球墨铸铁的使用性能

1）耐热性　球墨铸铁中的球状石墨彼此分离，与片状石墨的灰铸铁相比，阻碍了氧在高温下的扩散，因此球墨铸铁的抗氧化性和抗生长性优于灰铸铁。表 2.1-79 是球墨铸铁的抗氧化性、抗生长性与其灰铸铁的比较。图 2.1-92 是球墨铸铁的抗氧化性与其可锻铸铁、灰铸铁的比较。图中表明，球墨铸铁的抗氧化性最好。

表 2.1-79　球墨铸铁的抗氧化性、抗生长性与其灰铸铁的比较

材　料	氧化速度/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$		生长率/%	
	300℃	600℃	300℃	600℃
孕育灰铸铁	0.038	3.91	0.13	0.69
合金灰铸铁	0.023	3.28	1.05	0.39
球墨铸铁	0.015	2.41	0.03	0.31

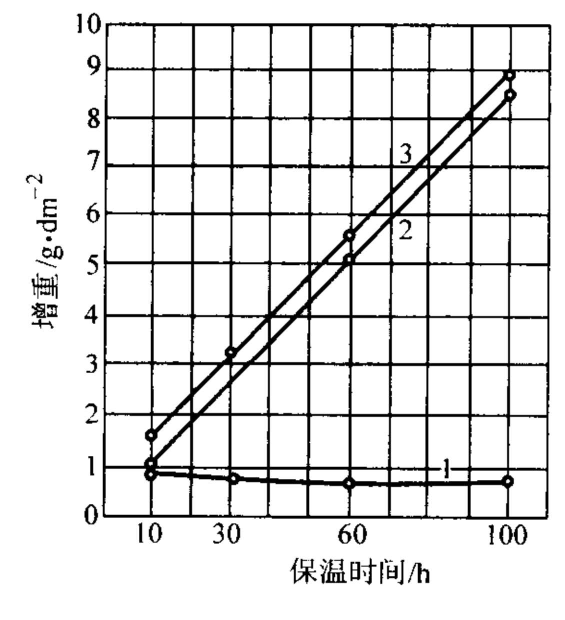


图 2.1-92　球墨铸铁的抗氧化性与其可锻铸铁、灰铸铁的比较
1—镁球墨铸铁；2—可锻铸铁；3—灰铸铁

铁素体球墨铸铁的高温抗生长性优于珠光体球墨铸铁。在 450℃以下时，球墨铸铁中的珠光体稳定存在，超过此温度时珠光体粒状化，温度继续升高，则因石墨化引起体积膨胀。

2）耐蚀性　在大气中，球墨铸铁的耐蚀性优于钢，与灰铸铁、可锻铸铁相近似；球墨铸铁在海水或淡水中，尤其是在流动水中的耐蚀性优于低碳钢，与灰铸铁相近似；在高流速（80 m/s）和高温（90℃）水中，球墨铸铁的耐蚀性优于灰铸铁；球墨铸铁在土壤中的耐蚀性远优于钢，与灰铸铁相近，但球墨铸铁经腐蚀后的强度损失则远远小于灰铸铁管。

球墨铸铁在室温体积分数为 0.5% 的硫酸溶液中的耐蚀性与灰铸铁基本相同，在开始阶段，球墨铸铁的腐蚀速度低于灰铸铁，但在灰铸铁表面形成石墨化层后腐蚀速度下降，而球墨铸铁则无这种下降倾向，因而在后期高于灰铸铁，见图 2.1-93 所示。

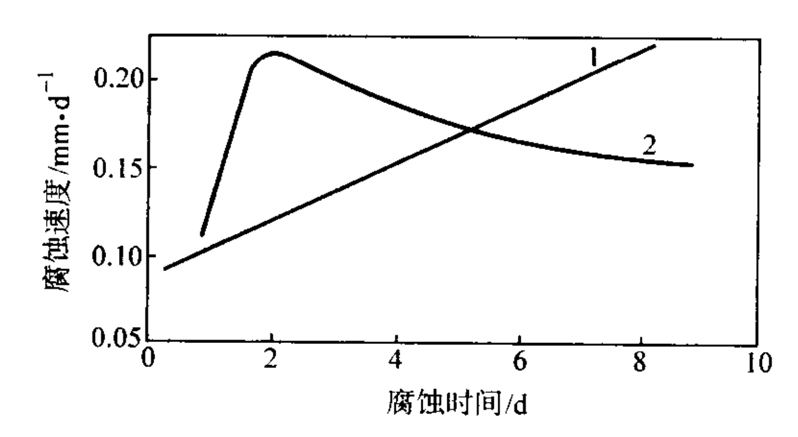


图 2.1-93　球墨铸铁在室温体积分数为 0.5% 的硫酸溶液中的腐蚀速度与腐蚀时间的关系及其与灰铸铁的比较
1—球墨铸铁；2—灰铸铁

球墨铸铁和灰铸铁在碱溶液中的耐蚀性良好，与钢近似。在稀释的碱溶液中无明显腐蚀，在体积分数大于 30% 的热碱溶液中被腐蚀。在温度低于 80℃体积分数不超过 70% 的碱溶液中，其腐蚀速度低于 0.2 mm/a。在体积分数大于 50% 的沸腾碱溶液中，球墨铸铁的腐蚀速度达 20 mm/a，而且腐蚀速度逐渐提高。在高浓度碱溶液中，球墨铸铁对应力腐蚀裂纹的敏感性高于灰铸铁。

球墨铸铁对有机物、硫化物、低熔点的熔融金属的耐蚀性与灰铸铁近似。

3）耐磨性　球墨铸铁是良好的耐磨和减摩材料，其耐磨性优于相同基体的灰铸铁、碳钢以及低合金钢。

表 2.1-80 是球墨铸铁柴油机曲轴与 45 锻钢曲轴的运转磨耗量比较，由表可见球墨铸铁具有优良的抗润滑磨损（减摩）性能。表 2.1-81 的试验结果表明：当球墨铸铁、灰铸铁分别与 GCr15 钢对磨时，球墨铸铁的耐磨性明显优于灰铸铁。

表 2.1-80　柴油机曲轴运转磨耗量比较

曲轴材质	运转时间/h	主轴颈磨耗量/mm	曲轴销颈磨耗量/mm	热处理状态
45 锻钢	1 000	0.020～0.064	0.030～0.110	正火＋表面悴火
稀土镁球墨铸铁	1 500	0.002～0.006	0.001～0.004	正火

表 2.1-81　球墨铸铁、灰铸铁与 GCr15 钢对磨时的润滑磨损对比

材料	热处理状态	硬度 HBS	运转 50 万次磨耗量/mg
HT300 灰铸铁	铸态	229	34.0
珠光体球墨铸铁	正火	277	5.5

在磨料磨损条件下，与白口铸铁、低合金钢相比，普通球墨铸铁的抗磨性能要低；但是采用合金化的贝氏体球墨铸铁，其抗磨性能有明显提高，见表 2.1-82 所示。

表 2.1-82　不同材质抗磨试验结果

材　质	磨前硬度 HRC	磨后硬度 HRC	平均失重/mg	相对耐磨系数/%
45 热轧钢	13.7	14.4	192.6	100
普通球墨铸铁正火、回火	30		196.0	98
普通球墨铸铁 280℃等温淬火	41	—	131.0	147
中锰球墨铸铁	45.9	47.4	127.03	152
合金贝氏体球墨铸铁	52.0	52.2	106.0	182
65Mn 钢油淬，200℃回火	57.8	—	55.5	347

4）减振性　球墨铸铁的减振性（衰减率）优于钢，劣于灰铸铁，见图 2.1-94。球化率越高，则减振性越差，见图 2.1-95。温度升高，灰铸铁的减振性下降，但是对球墨铸铁影响很小。

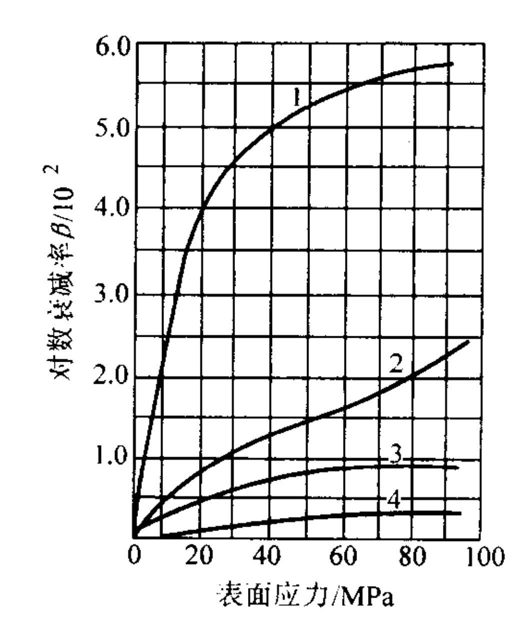


图 2.1-94 球墨铸铁与其他钢铁材料减振性的比较

1—灰铸铁；2—合金灰铸铁；3—球墨铸铁；4—45正火钢

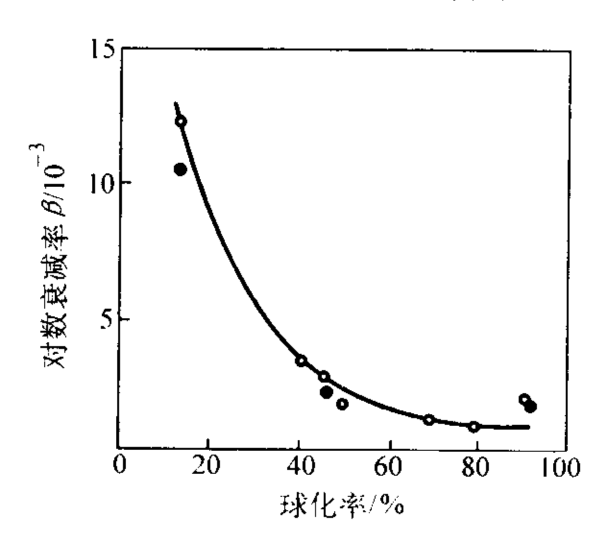


图 2.1-95 铁素体球墨铸铁减振性与球化率的关系

3.3 球墨铸铁的生产

球墨铸铁的生产过程包含以下几个环节：熔炼合格的铁液，球化处理，孕育处理，炉前检验，浇注铸件，清理及热处理，铸件质量检验。

在上述各个环节中，熔炼优质铁液和进行有效的球化—孕育处理是生产的关键。

3.3.1 化学成分的选取原则

选择适当化学成分是保证铸铁获得良好的组织状态和高性能的基本条件，化学成分的选择既要有利于石墨的球化和获得满意的基体，以期获得所要求的性能，又要使铸铁有较好的铸造性能。下面讲述铸铁中各元素对组织和性能的影响以及适宜的含量。

（1）基本元素

1）碳和硅 由于球状石墨对基体的削弱作用很小，故球墨分数铸铁中石墨数量多少，对力学性能的影响不显著，当碳的质量分数在3.2%～3.8%范围内变化时，实际上对球墨铸铁的力学性能无明显影响。确定球墨铸铁的碳硅含量时，主要从保证铸造性能考虑，为此将碳当量选择在共晶成分左右。由于球化元素使相图上共晶点的位置右移，因而使共晶碳当量移至4.6%～4.7%左右。具有共晶成分的铁液流动性最好，形成集中缩孔倾向大，铸铁的组织致密度高。当碳当量过低时，铸件易产生缩松和裂纹。碳当量过高时，易产生石墨漂浮现象，其结果是使铸铁中夹杂物数量增多，降低铸铁性能，而且污染工作环境。

用镁和铈处理的铁液有较大的结晶过冷和形成白口的倾向，硅能减小这种倾向。此外，硅还能细化石墨，提高石墨球的圆整度。但硅又降低铸铁的韧性，并使韧性—脆性转变温度升高。因此在选择碳硅含量时，应按照高碳低硅的原则，一般认为Si的质量分数大于2.8%时，会使球墨铸铁的韧性降低，故当要求高韧性时，应以此值为限，如铸件是在寒冷地区使用，则含硅量应适当降低。对铁素体球墨铸铁，一般控制碳、硅含量为 w（C）=3.6%～4.0%，w（Si）=2.4%～2.8%；对珠光体球墨铸铁，一般控制碳、硅含量为 w（C）=3.4%～3.8%，w（Si）=2.2%～2.6%。

2）锰 球墨铸铁中锰所起的作用与其在灰铸铁中所起的作用有不同之处。在灰铸铁中，锰除了强化铁素体和稳定珠光体外，还能减小硫的危害作用，而在球墨铸铁中，由于球化元素具有很强的脱硫能力，因而锰已不再能起这种有益的作用。而由于锰有严重的正偏析倾向，往往有可能富集于共晶团晶界处，严重时会促使形成晶间碳化物，因而显著降低球墨铸铁的韧性。有资料介绍，对于等温淬火贝氏体球墨铸铁，当锰的质量分数由0.07%增加到0.74%时，其冲击吸收功由78.5 J降低到36.3 J。对含锰量的控制，依对基体的要求和铸件是否进行热处理而定。对于铸态铁素体球墨铸铁，通常控制在 w（Mn）=0.3%～0.4%，对于热处理状态铁素体球墨铸铁，可控制 w（Mn）<0.5%。对于珠光体球墨铸铁，可控制在 w（Mn）=0.4%～0.8%，其中铸态珠光体球墨铸铁，锰含量虽可适当高些，但通常推荐用铜来稳定珠光体。在球墨铸铁中，锰的偏析程度实际上受石墨球数量及大小的支配，如能把石墨球数量控制得较多，则可适当放宽对锰量的限制。由于我国低锰生铁资源较少，这一技术是很有实际意义的。

3）磷 磷在球墨铸铁中有严重的偏析倾向，易在晶界处形成磷共晶，严重降低球墨铸铁的韧性。磷还增大球墨铸铁的缩松倾向。当要求球墨铸铁有高韧性时，应将磷的质量分数控制在0.04%～0.06%以下，对于寒冷地区使用的铸件，宜采用下限的含磷量。如球墨铸铁中有铝存在时，更应注意控制磷的含量，因此时易在晶界处形成脆性的磷铝四元化合物。

4）硫 球墨铸铁中的硫与球化元素有很强的化合能力，生成硫化物或硫氧化物，不仅消耗球化剂，造成球化不稳定，而且还使夹杂物数量增多，导致铸件产生缺陷；此外还会使球化衰退速度加快，故在球化处理前应对原铁液的含硫量加以控制。国外生产上一般要求原铁液中硫的质量分数低于0.02%，我国目前由于焦炭含硫量较高等熔炼条件的限制，原铁液含硫量往往达不到这一标准，因此应进一步改善熔炼条件，有条件时可进行炉前脱硫，力求降低含硫量。

（2）合金元素

在球墨铸铁中应用的合金元素主要有钼、铜、镍、铬和锑。这些元素的应用场合、作用及适宜含量如下：

1）钼 在生产高强度球墨铸铁时，不少工厂往往使用钼以提高铸铁的强度，其用量（质量分数）一般在0.25%左右。在生产贝氏体球墨铸铁或奥氏体-贝氏体球墨铸铁时，往往也加入一些钼，使铸铁的奥氏体等温转变曲线（即C曲线）右移，提高淬透性。为了将奥氏体的等温转变温度降低至200～400℃范围，须使铸铁中钼的质量分数为0.6%～0.8%左右（对于厚壁铸件，含钼量应选择高些）。但在铸铁的结晶过程中，钼在共晶团内有较大的正偏析倾向，容易促使在共晶团边界形成富钼的四元磷共晶或钼的碳化物等脆性相。此外钼的价格贵，应注意控制使用。

2）铜 铜具有稳定珠光体的作用。国内外有的工厂用含铜（质量分数）为0.4%～0.8%的球墨铸铁制造汽车发动机的曲轴，有时常和0.25%（质量分数）左右的钼配合使用。在贝氏体球墨铸铁中，常将铜和钼按下列配合（w（Mo）=0.2%～0.4%，w（Cu）=0.6%～0.8%）使用，这种成分的球墨铸铁经过等温淬火处理，能稳定地获得高的贝氏体组织。

3）镍 在国外镍常作为强化元素使用，其作用和铜相似。在国内由于其价格较贵，因而用得较少。镍还可用于生

产奥氏体球墨铸铁，并与钼相配合在奥氏体-贝氏体球墨铸铁中应用，如 w（Ni）=1.3%～1.8%，w（Mo）=0.3%～0.4%的球墨铸铁，与等温淬火相配合，可稳定地得到所要求的奥氏体-贝氏体基体组织。与钼相比，镍作为合金元素的优点，是其在共晶团内部分布比较均匀，不会因偏析而使共晶团边界脆化。钼和镍都是较贵重的金属，在奥氏体-贝氏体球墨铸铁中要有条件地选用，一般用在厚壁而重要的零件上。

4）铬　铬用于珠光体球墨铸铁，在铸铁中加入量（质量分数）为0.2%～0.3%时，即可起到显著的稳定珠光体及强化力学性能的作用，但由于易形成铁铬碳化物，故应用时应谨慎。

5）锑　锑是强烈稳定珠光体元素，当其在铸铁中的质量分数为0.006%～0.008%时，就能有效提高球墨铸铁基体中珠光体的数量。在生产铸态珠光体球墨铸铁时，用微量锑代替铜，更为经济合理。但锑有干扰石墨球化的作用，当 w（Sb）>0.01%时，即会明显地使石墨形状恶化，故对球墨铸铁的含锑量应严格控制。

（3）微量元素

球墨铸铁中常存在一些非特意加入的微量元素，如 Ti、As、Pb、Al、Cr、Sn、Sb 等。在大多数情况下，这些元素对铸铁的性能起不良影响，或是干扰石墨球化，或是促使在共晶团边界上析出脆性相，或是在铁素体球墨铸铁中阻碍基体的铁素体化过程，加入 w（RE）=0.01%～0.02%能中和这些元素的有害作用。

3.3.2　对熔炼的要求和铁液处理技术

球墨铸铁的高力学性能是以石墨球化状况良好为前提的，衡量石墨球化状况的标准是球化率、石墨球径和石墨球的圆整度。球化率的定义是：在铸铁微观组织的有代表性的视场中，单位面积上球状石墨数目与全部石墨数目的比值（以百分数表示）。石墨球径是在放大100倍条件下测量的有代表性的球状石墨的直径。而圆整度则是对石墨球圆整情况的一种定量概念。为了保证球墨铸铁的性能，要求有高的球化率，圆整而细小的球状石墨，而为此就需要熔炼出质量良好的铁液，并进行良好的球化处理和孕育处理。

（1）对熔炼的要求

优质的铁液是获得高质量球墨铸铁的关键，可以说目前我国球墨铸铁生产和国外工业先进国家的差距主要表现在铁液熔炼的质量。其中既有设备条件又有技术水平的因素。适用于球墨铸铁生产的优质铁液应该是高温，低硫、磷含量和低的杂质含量（如氧及反球化元素含量）等。

由于在球墨铸铁的球化、孕育处理过程中要加入大量的处理剂，这使得铁液温度要降低50～100℃。因此为了保证浇注温度，铁液必须有较灰铸铁高得多的出铁温度，如出铁温度至少应在1 450～1 470℃以上，国外通常要求在1 500℃以上。其次由于处理剂所带入大量的硅，因此要求原铁液有较低的硅量（w（Si）1.2%～1.4%），这就要求选用专供球墨铸铁生产用的低硅生铁。为了扩大球墨铸铁用生铁的来源，也可选用低硅团块状球化剂。

低含硫量的铁液是对球墨铸铁生产的又一要求，这除了对原材料的含硫量加以限制外，还包含了对冲天炉使用焦炭含硫量的要求。为了获得满意的低硫、高温铁液，采用冲天炉和感应电炉双联熔炼，中间配合有效的脱硫措施是十分有效的。但目前我国大部分工厂还没有条件或重视不够，因而20多年来球墨铸铁的生产水平始终没有较大的突破。

对熔炼要求的第三方面体现在对原材料的要求上，希望原材料有足够低的硫、磷含量，并含有尽可能少的反球化元素以及原材料来源与成分的稳定。此外对铁液的氧化程度也必须严格控制，以控制铁液中氧的含量。

（2）球化处理

为使铸铁中的石墨结晶成为球状而在铁液中加入的添加剂被称为球化剂。生产中常用的球化剂主要是镁、稀土合金（分别是以铈、镧为主的轻稀土和以钇为主的重稀土）和钙。

镁是球化能力最强的元素，也是应用最广泛的球化剂。但是镁的沸点比铁液的温度低得多，用纯镁作球化剂时，镁猛烈气化，既不安全又不经济，同时也恶化环境，需采用特殊的球化装置。现在一般都采用镁的质量分数不超过10%的硅铁镁合金或稀土硅铁镁合金作为球化剂，以减缓镁的气化作用。

稀土中的铈沸点为1 400℃，作用比较平稳，而且可以不受其他反球化元素的影响。但稀土铈的价格贵，用铈处理后得到的石墨圆整度比镁要差，所以它的使用范围受到限制。重稀土（以钇为主）合金主要用于厚大断面的球墨铸铁件，以防止球化衰退。

钙的沸点为1 487℃，作用平稳，但球化能力弱，需加入的数量大。金属钙很容易氧化，不便储存，故一般不单独用钙作球化剂。

镁、稀土元素和钙作为球化剂，在铁液中均具有强烈的脱氧与脱硫作用。镁、铈、钙等元素在铁液中首先是脱氧、其次是脱硫，这是由它们分别形成的氧化物、硫化物生成自由能所决定的。热力学计算结果表明，形成 MgO 的自由能（ΔF°）远比形成 MgS 的自由能（ΔF°）要低。

$$[\mathrm{Mg}]_{液}+[\mathrm{O}]_{液}\longrightarrow[\mathrm{MgO}]_{固}\qquad \Delta F^{\circ}_{\mathrm{MgO}}=-121\,200+35T\pm10\,000\ \mathrm{kJ/mol}$$

$$[\mathrm{Mg}]_{液}+[\mathrm{S}]_{液}\longrightarrow[\mathrm{MgS}]_{固}\qquad \Delta F^{\circ}_{\mathrm{MgS}}=-70\,330+27.47\pm10\,000\ \mathrm{kJ/mol}$$

1）镁球化剂的性质及在铁液中的作用　镁的密度为1.738 g/cm³，熔点为651℃，沸点为1 107℃，其化学性质极为活泼，脱硫、去氧能力很强。生成的硫化镁、氧化镁熔点高、密度小，较易浮出铁液而被除去（MgS 的熔点约2 000℃，密度2.8 g/cm³；MgO 的熔点约2 800℃，密度3.07～3.20 g/cm³）。镁进入铁液后首先起脱硫去氧作用，当铁液中硫量降至一定值时，镁开始对石墨的球化起作用，促使石墨长成球状。镁的脱硫反应式为

$$\mathrm{Mg\ (g)}+\mathrm{FeS\ (l)}=\!=\!=\mathrm{MgS\ (s)}+\mathrm{Fe\ (l)}$$

$$\mathrm{Mg}_{脱S}=0.76\ (\mathrm{S}_{原铁液}-\mathrm{S}_{脱S后})$$

式中，0.76为 Mg 与 S 的相对原子质量之比（24.32/32.06）。

此外，镁又是强烈稳定碳化物的元素，因此残留有一定镁量的铁液在凝固时有很大的白口倾向。

由于镁的密度小，沸点低，因此加入铁液中的镁极易上浮并气化，这使得用镁作为球化剂来处理铁液带来一定的困难。为解决这个问题，在生产实践中发展了各种处理方法。加入铁液中的镁，除一部分去硫，一部分残留在铁液中起球化作用外，有相当部分被烧损。前两项为球化石墨所必需，称有效部分，因此通常用下式计算镁的回收率（A）

$$A=\frac{\mathrm{Mg}_{残}+\mathrm{Mg}_{脱S}}{\mathrm{Mg}_{加入}}$$

通常脱氧也要消耗一定量的镁，但目前还不太有条件计算，为了提高镁的回收率，国内外研究了不少加镁的方法。

2）镁作为球化剂的球化处理方法　用镁作为球化剂处理铁液时，球化元素只有镁一种，其残留在铁液中的含量（质量分数）一般在0.04%～0.06%范围内才能保证石墨球化。目前所用的各种处理方法都是以提高镁的回收率和处理的安全性为目的的。

① 自建压力加镁法　其原理是依据物质的沸腾气化温度随环境压力的升高而升高。据计算，镁的沸腾温度与环境压力存在如图2.1-96所示的关系，如果铁液面上有（6.078～8.104×10⁵ Pa（6～8 atm）的压力，则镁的沸腾温度就上升到

1 350～1 400℃，在这样的压力与温度下加镁，就几乎不会产生沸腾，因此一般钟罩加镁的弊病基本可以消除。

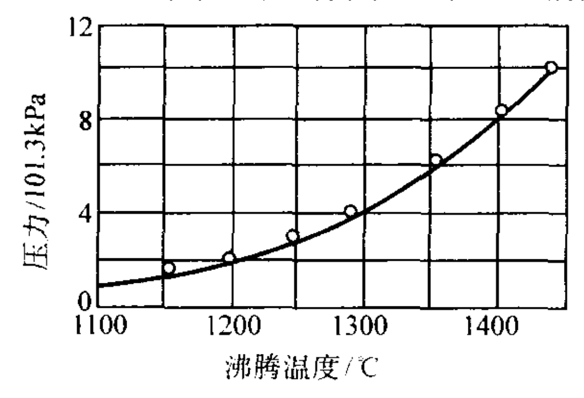


图 2.1-96　镁的沸腾温度与压力的关系

自建压力加镁装置就是根据这个原理设计的，图 2.1-97 是这种处理装置的示意图。在密封条件下，装有镁的钟罩压入铁液，镁在铁液中进行有控制的沸腾。用这种方法可使镁的回收率大为提高（可达 50%～80%），同时稳定了球化质量。

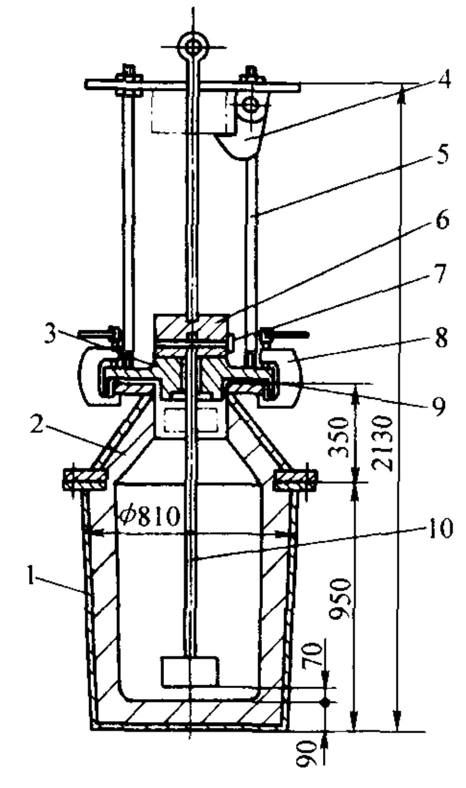


图 2.1-97　压力加镁装置

1—包体下部；2—包体上部；3—一包盖；4—重锤悬挂锁；5—导架；6—重锤；7—钟罩销；8—紧固螺栓；9—垫圈；10—钟罩

利用这种方法可以得到高含镁量的铁液（w（Mg）≥0.10%），然后可补加 1～2 倍或更多的高温原铁液进行稀释，这样可有效地提高浇注温度，也为用较小处理设备生产大铸件创造了条件。这种方法的缺点是操作比较麻烦，不太安全。加入的镁量取决于原铁液的含硫量，一般为 w（Mg）= 0.10%～0.15%。

② 转动包法　目前在欧美、日本变采用此种方法，其球化处理原理如图 2.1-98 所示，图 a 是定量接受原铁液，图 b 是进行球化处理，图 c 是把处理好的铁液倒出。这种处理方法，镁的加入量（质量分数）为 0.14%～0.20%。

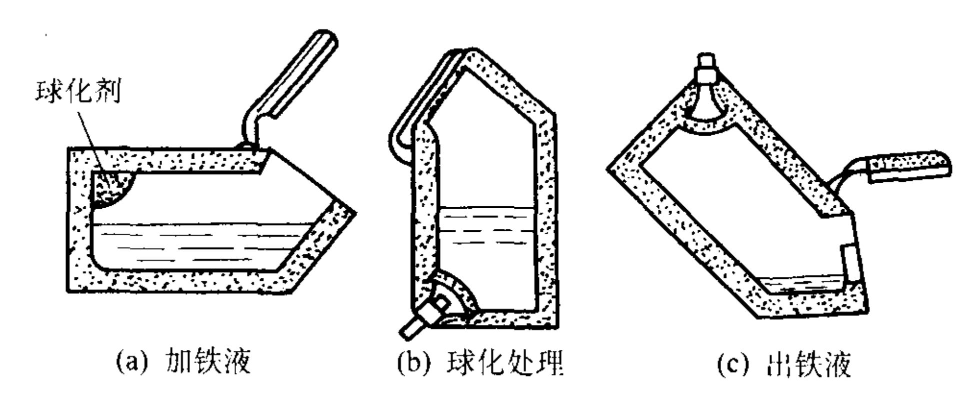


图 2.1-98　转动包法加镁处理示意图

③ 镁合金法　将镁与其他元素制成中间合金，此时由于密度加大，镁量降低，所以可用简单的方法（冲入法、钟罩压入法、型内处理法等）加入铁液，吸收率可较高，国外广泛采用此法。用冲入法生产球墨铸铁时，所用合金有 Si-Fe-Mg、Cu-Mg、Ni-Mg、Ni-Si-Mg 等。国内过去也曾用过这些合金，但自从应用稀土元素后，已完全为稀土镁合金所代替。

3）稀土镁合金球化剂的性质及在铁液中的作用　稀土镁合金球化剂是 20 世纪 60 年代初发展起来的带有我国特色的球化剂。我国稀土矿藏非常丰富，轻、重稀土储量都相当大。轻稀土开发较早，储量更多，因而价格便宜，目前广泛使用轻稀土镁合金。

稀土元素的沸点大都高于铁液温度，因此单纯用稀土处理时，完全没有沸腾作用，非常平稳。稀土元素的球化作用较镁差些，因而稀土镁球墨铸铁的石墨球不太圆整。

稀土元素的化学性质很活泼。按热力学计算，铈与氧、硫的亲和力比镁还强。稀土氧化物、稀土硫化物都是高熔点化合物，而且密度较大，约为 5.9～7.2 g/cm³，因此不易从铁液中去除。稀土纯化铁液的作用只有在伴有一定的搅动作用时才能发挥，所以和镁同时加入时便较用单一稀土合金时有利。另外，稀土的相对原子质量比镁大很多，所以脱硫所消耗的稀土量比镁大，以铈为例，脱硫的消耗量大约是镁的 4 倍。

由于稀土元素的上述作用，使铁液中能保证石墨球化的镁的残留量可适当降低。如在铁液中的硫不太高时，镁含量（质量分数）为 0.03%～0.05%，稀土含量（质量分数）为 0.02%～0.04%时可保证石墨得到充分的球化。

需注意的是，稀土元素虽有脱硫、去气、净化铁液和使石墨球化等有利作用，但白口倾向很大，而且偏析严重。研究发现，在晶界上稀土元素的含量比晶内高出几倍，因而常在晶界处形成少量碳化物，恶化球墨铸铁的力学性能，特别是降低塑性和韧性。还有不少资料报道，稀土量过高会恶化石墨形状，降低球化率。因此国内外都主张使用低稀土含量的球化剂，以控制过量稀土元素进入铁液，避免降低性能。

表 2.1-83 及表 2.1-84 列出稀土硅铁镁合金及稀土硅铁合金的牌号及成分。

表 2.1-83　我国球墨铸铁用球化剂机械行业标准（摘自 JB/T 9228—1999）

牌　号	化学成分（质量分数）/%							
	Mg	RE	Si	Ca	Mn	Al	Ti	Fe
					≤			
QRMg5RE1	4.0～<6.0	0.5～<1.5	35.0～44.0	1.5～2.5	4.0	0.5	0.5	余量
QRMg7RE1	6.0～<8.0	0.5～<1.5	35.0～44.0	≤4.0	4.0	0.5	0.5	余量
QRMg6RE2	5.0～<7.0	1.5～<2.5	35.0～44.0	2.0～3.0	4.0	0.5	0.5	余量
QRMg7HRE2	6.0～<8.0	(HRE) 1.5～<2.5	35.0～44.0	≤4.0	4.0	0.5	0.5	余量
QRMg8RE3	7.0～<9.0	2.5～<4.0	35.0～44.0	2.0～3.5	4.0	0.5	1.0	余量
QRMg8RE5	7.0～<9.0	4.0～<6.0	35.0～44.0	≤4.0	4.0	0.5	1.0	余量

续表 2.1-83

牌 号	化学成分（质量分数）/%							
	Mg	RE	Si	Ca	Mn	Al	Ti	Fe
					≤			
QRMg8RE7	7.0 ~ <9.0	6.0 ~ <8.0	35.0 ~ 44.0	≤4.0	4.0	0.5	1.0	余量
QRMg10RE7	9.0 ~ <11.0	6.0 ~ <8.0	35.0 ~ 44.0	≤4.0	4.0	0.5	1.0	余量
QLMg6RE2	5.5 ~ 6.5	1.5 ~ <2.5	4.0 ~ 5.0	≤0.4	1.3	0.5	0.4	余量
QLMg8RE3	7.5 ~ 8.5	2.5 ~ 3.5	4.5 ~ 5.5	≤0.5	1.4	0.5	0.6	余量
QLMg8RE5	7.5 ~ 8.5	4.5 ~ 5.5	7.5 ~ 8.5	≤0.8	1.6	0.5	1.0	余量
Mg99	≥99.85	—	0.03	—	—	0.05	—	≤0.05

表 2.1-84 稀土硅铁合金（摘自 GB/T 4137—1993）

牌 号	化学成分（质量分数）/%						用 途
	RE	Si	Mn	Ca	Ti	Fe	
		≤					
FeSiRE21	20.0 ~ <23.0	46.0	4.0	5.0	3.5	余量	供炼钢、铸铁中做添加剂或配制稀土硅铁中间合金
FeSiRE24	23.0 ~ <26.0	45.0	4.0	5.0	3.5	余量	
FeSiRE27	26.0 ~ <29.0	43.0	4.0	5.0	3.5	余量	
FeSiRE30	29.0 ~ <32.0	40.0	4.0	4.0	3.5	余量	
FeSiRE33 - A	32.0 ~ <35.0	40.0	4.0	4.0	3.5	余量	
FeSiRE33 - B	32.0 ~ <35.0	40.0	4.0	4.0	1.0	余量	
FeSiRE36 - A	35.0 ~ <38.0	39.0	4.0	4.0	3.0	余量	
FeSiRE36 - B	35.0 ~ <38.0	39.0	4.0	4.0	1.0	余量	
FeSiRE39	38.0 ~ <41.0	39.0	3.0	3.0	3.0	余量	
FeSiRE42	41.0 ~ <44.0	37.0	3.0	3.0	3.0	余量	
FeSiRE45	44.0 ~ <47.0	35.0	3.0	3.0	3.0	余量	

注：1. 需方对化学成分有特殊要求时，由供需双方另行协商。
2. 产品呈银灰色块状，其粒径范围为 3 ~ <50 mm，50 ~ 100 mm，合金不得有粉化。

4）用稀土镁合金的球化处理方法

① 冲入法　稀土镁合金密度较大，与铁液反应平稳，因此国内绝大多数工厂皆用此法生产。

图2.1-99是冲入法示意图。处理包一般即为浇包，有堤坝式、凹坑式、复包式等多种形式。铁液分两次冲满，也有不少工厂采用一次冲满。

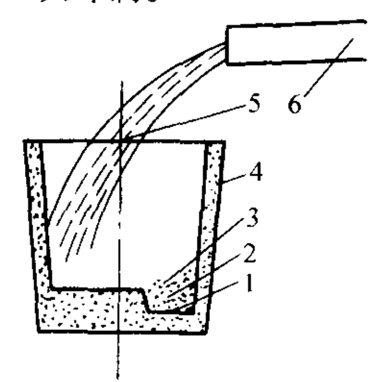


图 2.1-99 冲入法示意图
1—稀土镁合金；2—铁屑；3—草灰；4—处理包；5—铁液流；6—出铁槽

稀土镁合金的用量根据硫量高低、铁液温度及铸件壁厚大致为处理铁液重量的 1.3% ~ 1.8%。

用冲入法处理时，镁的吸收率约为 40% ~ 45%，处理时仍有闪光和浓烟。为解决此问题及提高镁的吸收率，不少工厂采用了密流处理，即在炉前加一辅助处理室，铁液通过处理室（基本密封）然后流入浇包。还有不少工厂采用加盖法处理。这样可改善劳动环境及节省球化剂。

② 型内球化法　型内球化法生产球墨铸铁目前在国外大量生产球墨铸铁的铸造流水线上得到应用（大多数用硅铁镁合金）。它是通过把球化剂及孕育剂放置在浇注系统中特设的一个反应室内，使铁液在流经浇注系统时和反应室内的球化剂作用，而得到球墨铸铁的一种处理方法（见图 2.1-100）。这种处理方法的优点是球化元素的吸收率高（达 80% 以上），所得球墨铸铁的性能比普通冲入法要高，特别是在抗拉强度较高的情况下伸长率也较高。此外还克服了孕育衰退和球化衰退等问题。但是为了保证球化稳定，各种工艺因素（如球化剂成分，铁液温度，成分及原材料等）一定要保持稳定。冲天炉铁液因含硫量较高，故不适宜用此法。此外在浇注系统中应设置良好的挡渣系统，以防止球化处理过程中产生的杂质进入铸型。

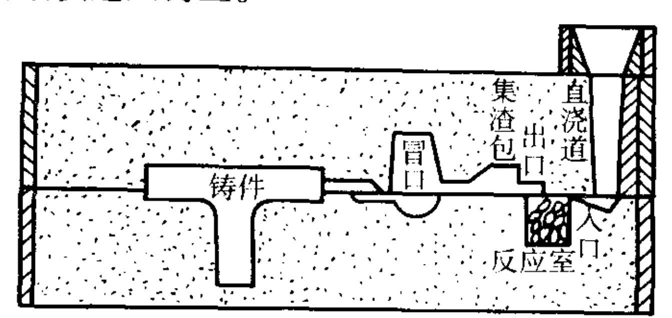


图 2.1-100 型内球化处理工艺示意图

（3）孕育处理

孕育处理是球墨铸铁生产中的一个重要环节，主要有以下几个目的。

1）消除结晶过冷倾向　球墨铸铁铁液的结晶过冷倾向较灰铸铁大，而且球墨铸铁的结晶过冷倾向不随铁液碳、硅含量的高低而变化（见图2.1-101），因此尽管球墨铸铁的碳、硅含量比一般灰铸铁高，但仍有较大的白口倾向。在球墨铸铁组织中常发现在共晶团边界上有片状碳化物析出，而在冷却较快条件下，常常会形成局部或全部白口组织。

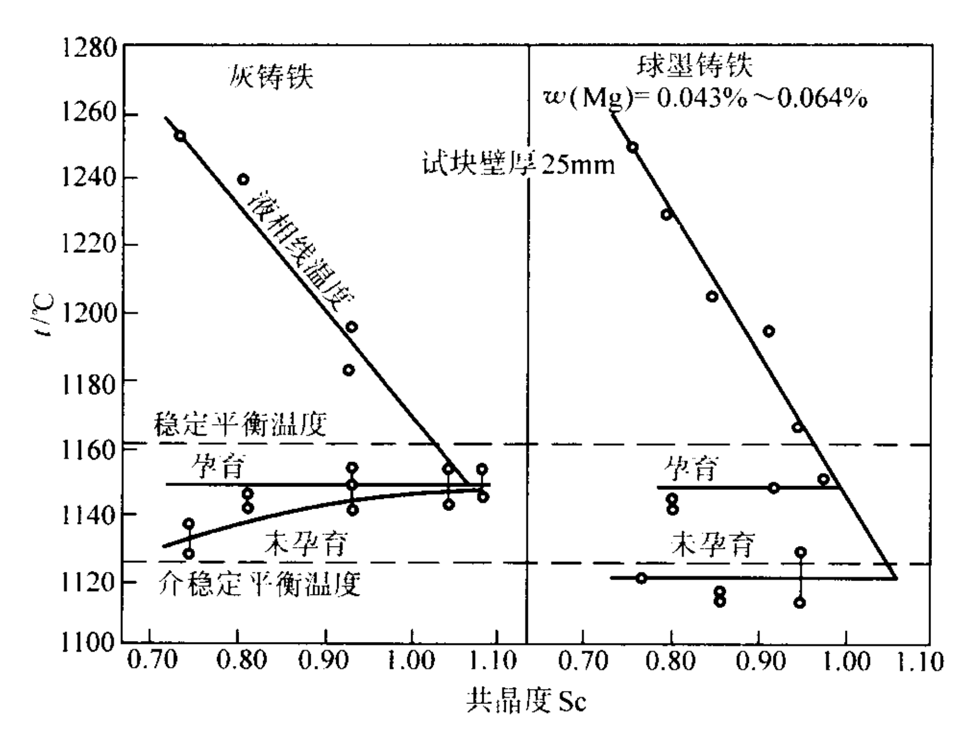


图2.1-101　孕育和未孕育、经镁处理和未经镁处理铁液的液相线和固相温度随共晶度变化图

球墨铸铁与灰铸铁在结晶过冷方面的区别主要是由于铁液中硫、氧含量不同。灰铸铁铁液中含有较多的硫和氧，因此易于形成大量的异质石墨晶核，促进灰口凝固。而球墨铸铁铁液则经过比较彻底的脱硫和脱氧，使铁液的纯净度提高，加上有球化元素的存在，因此石墨的形核较为困难。孕育处理的作用在于往铁液中引入外来的异质晶核，并在铁液中造成较大的硅的浓度起伏，从而促进石墨晶核的形成。球墨铸铁结晶过冷度大的另一方面原因在于镁和铈降低共晶转变温度，从而促使铸铁按照白口方式凝固。由于球墨铸铁铁液的共晶过冷度大，故在球化处理之后，必须进行有效的孕育，否则将导致薄壁和中等壁厚铸件的白口倾向。

2）促进石墨球化　孕育处理能增加石墨核心，细化球状石墨，提高球状石墨生长的相对稳定性，提高石墨球的圆整度。

3）减小晶间偏析　在球墨铸铁共晶团的生长过程中，一些产生正偏析的元素如锰、磷等，均在结晶前沿富集，并于凝固终了时在晶间处形成脆性相，造成铸铁的塑性和韧性下降。孕育处理使共晶团细化，从而可减小共晶团间的偏析程度，提高铸铁的塑性和韧性。

到目前为止，虽然有各种专用孕育剂作为商品出售，但生产中仍广泛应用 w（Si）= 75%的硅铁作孕育剂，其主要原因是其来源广泛。在球墨铸铁生产中，孕育剂的加入量比孕育灰铸铁多。由于孕育处理对基体组织的形成也会产生较大的影响，故对不同基体组织的球墨铸铁采用不同的孕育剂加入量。此外，孕育剂的加入量还和孕育处理的方法有关。由于球墨铸铁在球化或孕育处理中会带入铁液较多的硅，而过高的硅会降低球墨铸铁的塑性和韧性，因此需对铁液孕育后的终硅量加以控制。

表2.1-85列举了一些国内外常用的复合孕育剂，表2.1-86是适用于各种不同用途的孕育剂。

表2.1-85　国内外常用的复合孕育剂化学成分（质量分数）　%

序　号	Si	Al	Ca	其　他	Fe
1	74～79	0.6～1.25	0.5～1.0	—	其余
2	74～79	0.4～0.5	0.1～0.2	—	其余
3	74～79	0.6～1.1	1.0～2.0	—	其余
4	46～50	<1.2	0.6～0.9	—	其余
5	46～50	<1.5	0.6～0.9	Mg=1.0～1.5	其余
6	58～61	0.9～1.2	0.5～0.7	Mg=2.0～2.5	其余
7	60～65	0.9～1.1	28～32		其余
8	50～65	1.0～1.3	5.0～7.0	Ti=9～11	其余
9	60～65	1.0～1.5	1.5～3.0	Mn=9.0～11.0、Ba=4.0～6.0	其余
10	60～65	0.75～1.25	0.6～0.9	Zr=5.0～7.0、Mn=5.0～7.0、Ba=0.6～0.9	其余
11	36～40	<0.5	<0.5	Ce=9.0～11.0、总稀土量=11～15	其余
12	73～78	<0.5	<0.1	Sr=0.6～1.0	其余
13	46～50	<0.5	<0.1	—	其余
14	78～82	1.0～3.0	2.25～2.50	Zr=1.25～1.75	其余
15	74～79	3.0～4.0	0.5～0.8	Mg=0.5～1.0	其余

表2.1-86　球墨铸铁常用孕育剂

名称	化学成分（质量分数）/%								用途特点
	Si	Ca	Al	Ba	Mn	Sr	Bi	Fe	
硅铁	74～79	0.5～1	0.8～1.6	—	—	—	—	其余	常规
硅铁	74～79	<0.5	0.8～1.6	—	—	—	—		常规

续表 2.1-86

名称	化学成分（质量分数）/%								用途特点
	Si	Ca	Al	Ba	Mn	Sr	Bi	Fe	
钡硅铁	60～65	0.8～2.2	1.0～2.0	4～6	8～10	—	—	其余	长效、大件、熔点低
钡硅铁	63～68	0.8～2.2	1.0～2.0	4～6	—	—	—		长效、大件
锶、硅铁	73～78	≤0.1	≤0.5	—	—	0.6～1.2	—		薄壁件、高镍耐蚀铸件①
硅钙	60～65	25～30	—	—	—	—	—		高温铁液
铋	—	—	—	—	—	—	≥99.5		与硅铁复合，薄壁件

① 例如含质量分数为 Ni = 14%、Cu = 6%、Cr = 2%、Si = 15%的耐蚀球墨铸铁。

由于孕育效果会极大地影响球墨铸铁力学性能，因此近年来针对球墨铸铁的各种孕育剂及孕育处理方法的研究比灰铸铁进行得更深入。研究和开发工作主要围绕两方面来进行：一为长时间能保持孕育效果的所谓"长效孕育剂"的研究，如近年来发展了各种含钡、锶、锆或锰的硅基孕育剂，见表 2.1-86；另一方面的研究开发工作是在孕育处理方法上，主要朝着迟后孕育方面发展，应该说，一种好的实用的孕育方法应该简便易行，能避免孕育衰退和节省孕育剂。目前采用的主要有以下一些方法：

① 炉前一次孕育和多次孕育　和灰铸铁的孕育方法相似，所不同的是球墨铸铁孕育剂量使用较多。如，珠光体球墨铸铁一般需孕育剂为铁液质量的 0.5%～1.0%，铁素体球墨铸铁则需要 0.8%～1.4%。

为了改善孕育效果，除在炉前进行一次孕育外，在铁液转包时再次进行一次甚至多次的孕育，这种方法较炉前一次孕育法有较好的效果，而且可减少孕育剂总的加入量。

② 瞬时孕育　瞬时孕育的种类有：包外孕育（见图 2.1-102）、浇口杯孕育（见图 2.1-103）、硅铁棒浇包孕育（见图 2.1-104）、浮硅孕育（见图 2.1-105）、插丝法孕育以及型内孕育等。

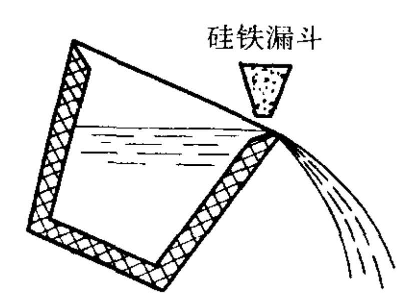


图 2.1-102　包外孕育示意图

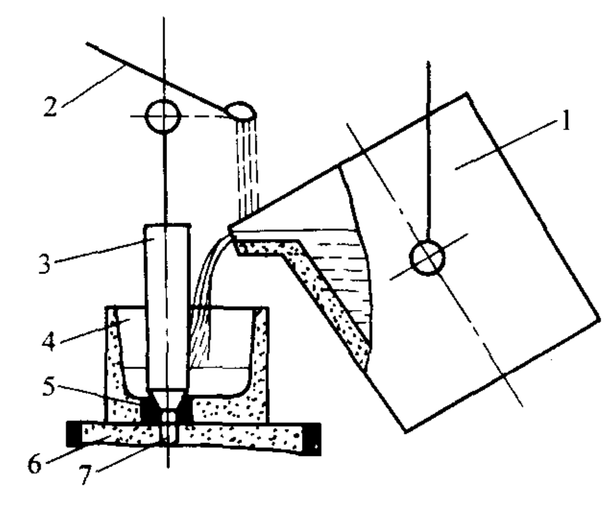


图 2.1-103　浇口杯孕育处理工艺示意图

1—烧包；2—小勺（加硅铁）；3—石墨塞；4—浇口杯；5—油砂芯；6—铸型；7—直浇道

瞬时孕育工艺达到了强化孕育效果、改善金相组织（主要是石墨球的细化）、提高力学性能、降低孕育剂消耗（实质上真正的有效需要剂量是很少的）及降低铁液终硅量的目的。因此，从事物内在的规律上来认识，现在不少工厂采用的一次大剂量孕育工艺并不符合孕育的真正含义，应该加以改进，使之达到既能强化孕育效果，又能提高力学性能的目的。近年来国内外所研究的各种瞬时孕育方法正是按这种指导思想进行的。

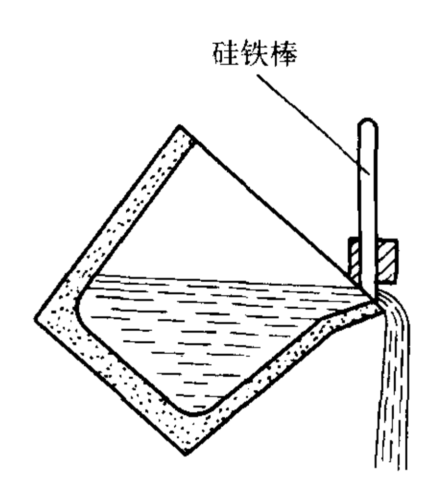


图 2.1-104　硅铁棒浇包孕育示意图

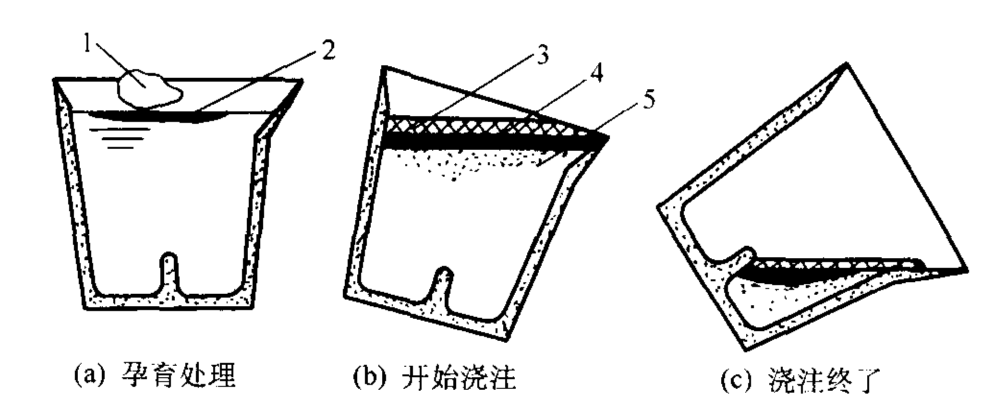


图 2.1-105　浮硅孕育示意图

1—硅铁块；2—开始形成的富硅层；3—草灰；4—富硅层；5—掺合层

（4）球墨铸铁的质量控制技术

在球化和孕育处理后，首先必须对铁液的处理效果进行迅速准确的判断，方能进行浇注，因此必须进行炉前控制检验。目前国内大多数工厂仍凭实践经验的工艺试验方法，但正向科学测量的方法进展。常用方法有炉前试块法（可用圆形及三角形试块）、火苗判断法、热分析法及炉前快速金相法等，其中用得较广泛的是炉前试块法和热分析法。

炉前试块（三角试块）法是根据试块的断口色泽和敲击时发出的声音来判断孕育和球化效果的好坏。球化良好时，断口晶粒较细，具有银白色光泽，试样尖端有白口，中间有缩松，敲击时发出轻脆的、类似于钢的声音。热分析法是将处理好的铁液浇入特定的试样杯中，试样杯中的热电偶将铁液的温度变化信号传送到记录仪器上，仪器绘出冷却曲线，通常曲线形式如图 2.1-106 所示。根据共晶回升温度 ΔT 来判断球化情况。

此外，由于石墨形状的不同，使得铸铁本身的共振频率及超声波传递速度发生变化，由此对于成品铸件通过测定铸件的共振频率及超声速，可有效地判断球化情况。图 2.1-107 为抗拉强度和超声波速度或共振频率的关系。超声波速度是直接在 ϕ30 mm 直径的试棒上测定的，共振频率是在

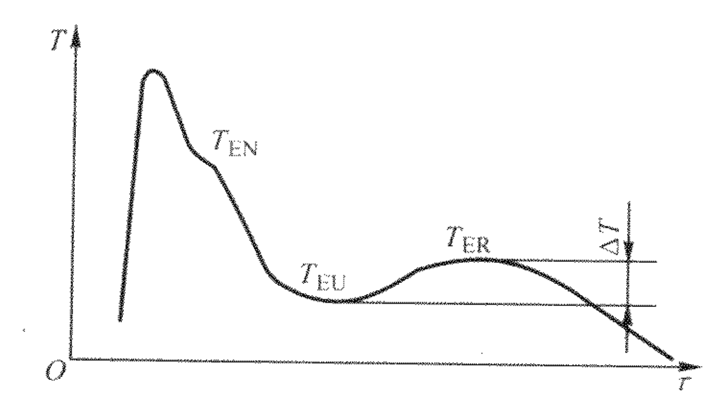
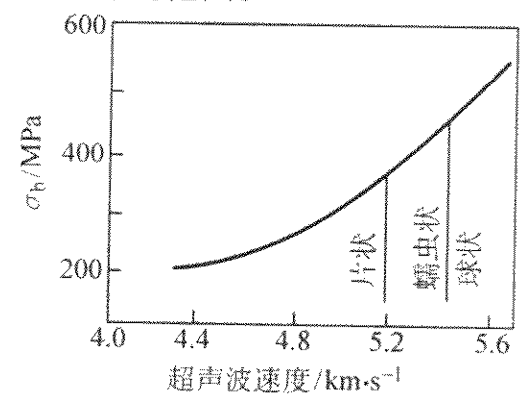


图 2.1-106　球墨铸铁热分析法记录的冷却曲线形式

ΔT 与球化级别的对应关系：$\Delta T < 5$ K，球化良好；$\Delta T = 6 \sim 12$ K，球化中等；$\Delta T > 12$ K，球化不良

ϕ19 mm × 190 mm 的试棒上测定的。目前这种方法已广泛应用于球墨铸铁的生产线中进行在线检查，并已有检测仪器生产。但需注意的是，音频检测必须事先对合格、不合格铸件进行标定，提供出标定范围。



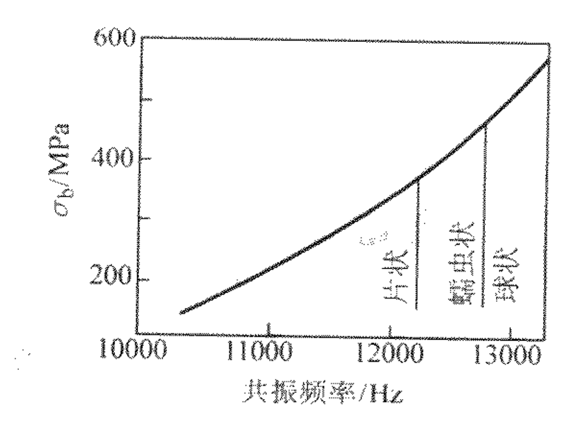


图 2.1-107　不同石墨组织铸件的抗拉强度 σ_b 与超声波速度和共振频率的对应关系

3.3.3　常见缺陷及防止

在球墨铸铁生产中，除会产生一般的铸造缺陷外，还经常会产生一些特有的缺陷。主要有缩孔及缩松、夹渣、皮下气孔、石墨漂浮及球化衰退等。

(1) 缩孔及缩松

缩孔和缩松在球墨铸铁中要比在普通灰铸铁中更为普遍。能够明显看出的、尺寸较大而又集中的孔洞叫缩孔，不易看清的、细小分散的孔洞叫缩松。

大多在铸件热节的上部产生缩孔。在铸件热节处、在缩孔的下方往往有比较分散的缩松。在一些壁厚均匀的铸件中心，或者在厚壁件的中心部位，也可能出现缩松。

有些缩松的体积很小，只有在显微镜下才能被发现。这种缩松呈多角形，有时连续、有时断续，分布在共晶团边界，这种缩松叫显微缩松。图 2.1-108 是显微缩松的扫描电镜照片，图中奥氏体枝晶凝固后，残余的铁液则在枝晶间最后凝固，因得不到补缩而形成显微缩松。

球墨铸铁的缩孔与缩松体积比普通灰铸铁、白口铸铁和碳钢的都要大，这主要和其凝固特性及共晶团的生长方式密切相关。为了有效地防止缩空和缩松的产生，采取下列工艺措施是必要的。

1) 加大铸型刚度，以帮助球墨铸铁件较软的外壳抵抗由于石墨化膨胀所产生的使外壳胀大的倾向，使铸件外壳保持原有的形状。这样，铸件需要补缩的体积不致因外壳的胀大而增加。这一措施可使石墨化膨胀所产生的巨大的膨胀力作用于正在生长的共晶团，从而有效地消除共晶团间的微观缩松。目前生产中常用的高刚度铸型如水泥型，金属型等，对于防止球墨铸铁的缩松都有较好的效果。

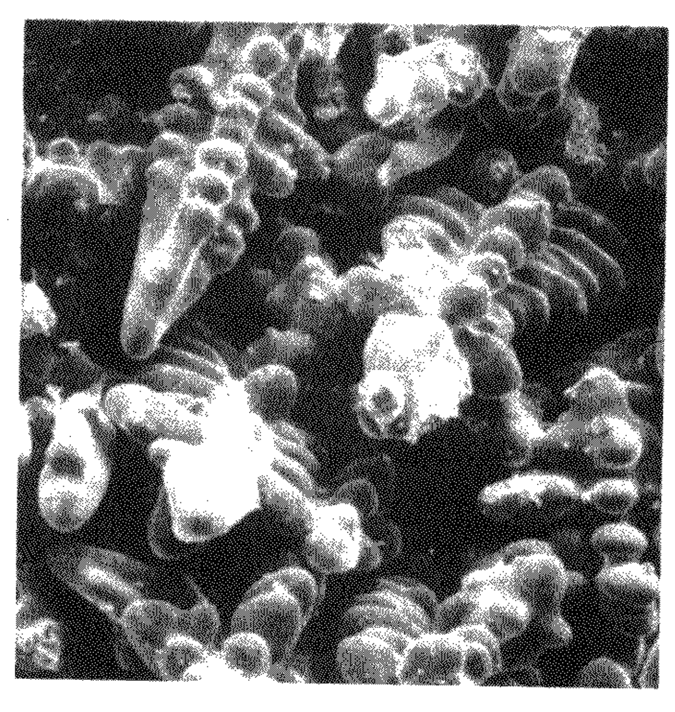


图 2.1-108　球墨铸铁显微缩松的扫描电镜照片　×600

2) 增加石墨化膨胀的体积。通过适当增加碳量，并配合以有效的孕育处理，使球墨铸铁中石墨的数量增加而尽量避免自由渗碳体的产生，从而可提高铸件的自补缩能力。

如果上述两条措施配合恰当，实现球墨铸铁件的无冒口铸造是可能的，生产实践经验已充分证实了这点。

3) 采用适宜的浇注温度，以减少液态收缩值。

4) 结合生产条件，合理地选用冒口或冒口加冷铁的工艺。

(2) 夹渣

夹渣通常称黑渣，多出现在铸件浇注位置的上平面或型芯下表面部位。根据夹渣形成的时间不同，可将其分为一次夹渣和二次夹渣。前者是由于在球化处理时产生的氧化物及硫氧化物等在浇注之前未清除干净，随铁液浇入铸型所致。后者是在浇注过程中以及在铁液尚未在铸型中凝固以前的一段时间内产生的渣。一次渣的尺寸较大，二次渣一般很细小，在铸件的加工表面上表现为暗灰色无光泽的斑纹或云片状。夹渣缺陷严重影响铸件的力学性能，特别是硬度、韧性及耐磨性，并能导致耐压铸件发生渗漏。防止措施主要有：

1) 尽量降低原铁液的含硫量；

2) 在保证石墨球化条件下，降低铁液的残留镁量和残留稀土量；

3) 提高浇注温度，应不低于 1 350℃；

4) 浇注前将铁液表面的熔渣清除干净，必要时可在铁液表面用相当于铁液质量 0.1% ~ 0.3% 的冰晶石（Na_3AlF_6）除渣和覆盖。冰晶石能稀释熔渣，使其便于收集和清除。冰晶石受热分解生成的 AlF_3 气体能保护铁液表面，防止氧化，但这种气体对人体健康有害，故应用时应加强防护。

(3) 石墨漂浮

石墨漂浮发生在铁液的碳硅含量过高的情况下。漂浮石墨在铸件上出现的部位与夹渣相同，但颜色有区别，夹渣一般呈暗灰色，而石墨呈黑色。在偏光显微镜下更易于鉴别。此外，夹渣可用磁粉探伤法或硫印法显示，而漂浮石墨则显示不出。石墨漂浮使铸铁性能显著降低。防止石墨漂浮的主要措施有：

1) 严格控制碳当量。将碳当量控制在 4.6% ~ 4.7% 以下。厚壁铸件由于凝固慢，易于发生石墨漂浮，故碳当量应控制在更低的范围内；

2) 降低原铁液的含硅量。在碳当量不变条件下，适当降低含硅量，有助于防止发生石墨漂浮。为此可采用低硅原

铁液、改进孕育处理方法、增强孕育效果的措施。

（4）皮下气孔

皮下气孔经常出现在球墨铸铁件的表皮层内，一般位于皮下0.5～2 mm处，呈细小的圆形或椭圆形孔洞，其直径多在1～2 mm左右，气孔的内表面常覆有石墨薄膜，因此无光泽。产生皮下气孔缺陷的多是中等壁厚（10～20 mm左右）铸件，极薄或很厚的铸件一般不会产生皮下气孔。

关于球墨铸铁件形成皮下气孔的原因，有不同的解释，比较公认的解释是铁液中的残留镁与砂型中的水分进行反应而释放出氢气：

$$Mg + H_2O \longrightarrow MgO + H_2\uparrow$$

也有一种论点认为是铁液中夹带的黑渣MgS与水蒸气进行反应而释放出硫化氢气体

$$MgS + H_2O \longrightarrow MgO + H_2S\uparrow$$

这些释放出来的气体侵入铸件内，即形成气孔。防止球墨铸铁件产生皮下气孔的主要措施是严格控制铁液的残留镁量及型砂的水分含量。在采用湿型铸造时，可在型砂中加入适量的煤粉，利用煤粉在高温作用下发生气化和燃烧产生惰性气体，在铸型表面与铸件之间建立一定的气体压力，形成气体隔层，对防止产生皮下气孔有一定的效果。

（5）球化衰退

球化衰退的特征为：处理过的同一包铁液，先浇注的铸件球化良好，而后浇注的球化不良；或是炉前检验球化良好，但在铸件上出现球化不良。这说明球化处理后的铁液在停留一定时间后，球化效果会下降甚至消失，这种现象即为球化衰退。产生这一现象的原因一方面和镁、稀土元素不断由铁液中逃逸减少有关，另外也和孕育作用不断衰退有关。两种原因引起的现象有所不同，在金相组织上也可加以区别。

铁液中球化元素的逃逸通常由于氧化损失、回硫及燃烧损失几种原因造成的。防止这种衰退的措施有：

1）铁液中应保持有足够的球化元素含量；

2）降低原铁液中的含硫量，并防止铁液氧化；

3）缩短铁液经球化处理后的停留时间；

4）铁液经球化处理并扒渣后，为防止镁及稀土元素逃逸，可以用覆盖剂将铁液表面覆盖严，隔绝空气以减少元素的逃逸。

3.4 球墨铸铁的热处理

热处理对于球墨铸铁具有特殊的重要作用。由于石墨的有利形状，使得它对基体的破坏作用减到了最低限度，因此通过各种改变基体组织的热处理手段，可大幅度地调整和改善球墨铸铁的性能，满足不同服役条件的要求。和钢相比，球墨铸铁的热处理有相同之处，也有不同之处，这些不同之处是由于球墨铸铁的成分及组织特点所致，是属于铸铁的共性。因此，了解了这些共性不仅对球墨铸铁，而且对其他铸铁的热处理工艺参数的制定都是十分有益的。本节将首先介绍铸铁热处理的特点，再分别阐述球墨铸铁的主要热处理工艺。

3.4.1 球墨铸铁的热处理特点

1）共析转变的温度范围　铸铁是Fe－C－Si三元合金，球墨铸铁含硅量较高，因此其共析转变发生在一个相当宽的温度范围内，并受成分、加热与冷却速度的影响。化学成分对共析转变温度的影响列于表2.1-87。加热速度快，共析转变临界温度升高，如盐浴加热比箱式电炉加热临界温度提高10～15℃。冷却速度加快，则临界温度降低。当温度变化速度相同时，加热比冷却时的临界温度约高出30℃。

在共析转变的温度范围内，奥氏体、铁素体和石墨三相共存。改变加热温度、保温时间和冷却速度，可获得不同数量和形态的铁素体、珠光体或其它奥氏体转变产物以及残余奥氏体，从而可在很大范围内调节或改变球墨铸铁的力学性能。不同化学成分球墨铸铁的共析转变临界温度列于表2.1-88。

表2.1-87　化学成分对共析转变温度范围的影响

元　素	影响趋势	质量分数为1%的合金对临界温度的影响			
		加热 Ac_1		冷却 Ar_1	
		上限	下限	上限	下限
Si	提高，扩大	提高40℃	提高30℃	提高37℃	提高29℃
Mn	降低，缩小	降低15～18℃		降低40～45℃	
P	提高	w（P）<0.2%时，质量分数每增加0.01%提高2.2℃			
Ni	降低	降低17℃	降低14～23℃	—	—
Cu	w（Cu）<0.8%时降低	降低53℃	降低76℃	—	—
	w（Cu）=1.45%时提高	提高5℃	提高8℃		
Cr	提高	提高40℃		—	—

表2.1-88　各种成分球墨铸铁的共析转变临界温度

序　号	主要成分（质量分数）/%					共析转变工临界温度/℃			
	C	Si	Mn	Cu	Mo	加热时		冷却时	
						上限	下限	上限	下限
1	一般球墨铸铁					≈850	780	810	～730
2	—	2.66	0.30	—	—	870～880	798～805	—	—
3	3.95	2.6	0.719	0.92	0.41	835	770	—	670

2）奥氏体含碳量的可控性　铸铁组织的最大特点是有高碳相，它在热处理过程中虽无相变，但却会参与基体组织的变化过程。加热到共析转变温度范围以上时，球状石墨中的碳向奥氏体中扩散溶解，温度越高、保温时间越长，则奥氏体含碳量越高。冷却过程中碳可从奥氏体中析出或保留于奥氏体转变产物中。例如，在缓慢冷却或在适当温度保温

时，碳可析出到石墨中，加快冷却也可使碳存在于奥氏体转变产物中，因此可以调节奥氏体化温度和保持时间以控制奥氏体含碳量。调节加热、冷却速度，可控制奥氏体转变产物的类型、数量、分布形态和性能。

3）杂质含量 铸铁中的杂质含量较钢为高，在一次结晶后共晶团的晶内和晶界处成分往往会有较大差异，通常晶内硅量偏高，而晶界处则锰、磷、硫含量偏高，此外由于凝固过程的差异，即使同样在共晶团晶界处，也会产生一些成分的差异。这种成分的偏析，使热处理后的组织在微观上会产生一些差异。

3.4.2 球墨铸铁的正火处理

1）普通正火 普通正火的目的是获得珠光体或索氏体球墨铸铁，如TQ800-2、QT700-2、QT600-3。

当铸态组织中没有游离渗碳体、三元或复合磷共晶时，可采用图2.1-109所示的正火工艺。当铸态组织中游离渗碳体的体积分数大于或等于3%，有三元或复合磷共品时则应采用高温分解游离渗碳体后，炉冷至较低奥氏体化温度，保温正火的工艺，如图2.1-110所示。

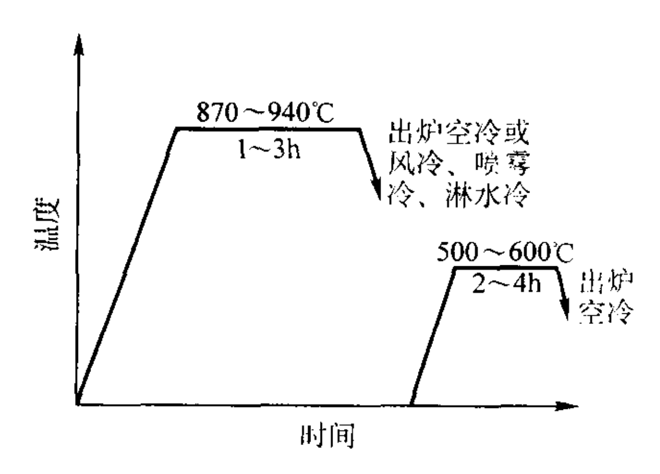


图2.1-109 无渗碳体时的正火工艺

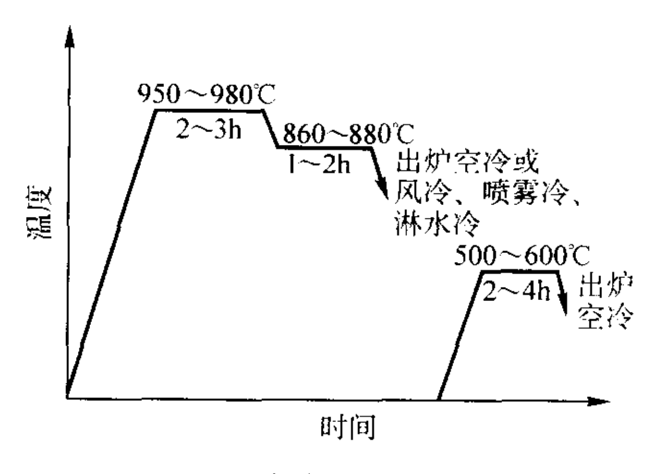


图2.1-110 有渗碳体时的正火工艺

球墨铸铁正火后要进行回火，以改善韧度和消除应力。回火温度为550～600℃，回火温度对硬度的影响如图2.1-111所示。

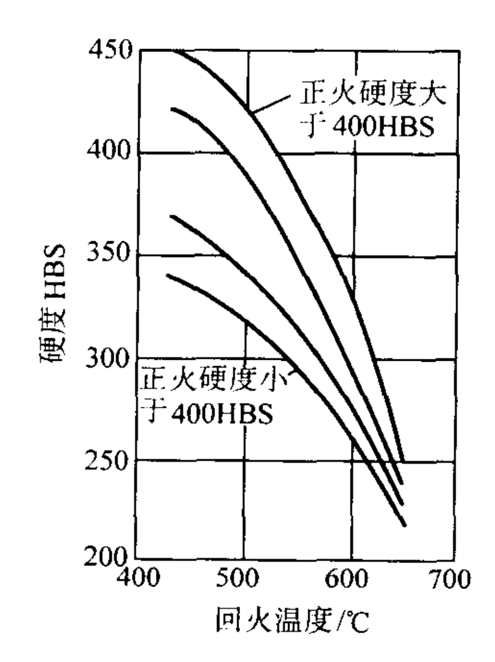


图2.1-111 正火球墨铸铁的回火温度对硬度的影响

2）部分奥氏体化正火 部分奥氏体化正火的目的与普通正火相似，即获得珠光体基体组织。但不同的是，此时通过控制破碎状铁素体的数量以改善韧性。为此，奥氏体化温度不是在共析转变温度以上，而是在共析转变温度范围内，也就是在上、下临界温度间，此时仅发生部分奥氏体化。由此，沿晶界形成破碎状铁素体，其数量取决于奥氏体化温度和保温时间。温度越靠近共析转变温度上限，则破碎状铁素体数量越少，强度偏高，韧度偏低。此外保温时间过短，也会发生同样的情况。

当铸态组织中没有游离渗碳体、三元或复合磷共晶时，可采用图2.1-112所示的正火工艺。当铸态组织中游离渗碳体的体积分数大于等于3%、并有三元或复合磷共晶时，应首先采用高温使其分解，再炉冷至共析转变温度范围内，进行部分奥氏体化正火，其工艺示于图2.1-113。要指出的是，部分奥氏体化温度与含硅量密切相关。

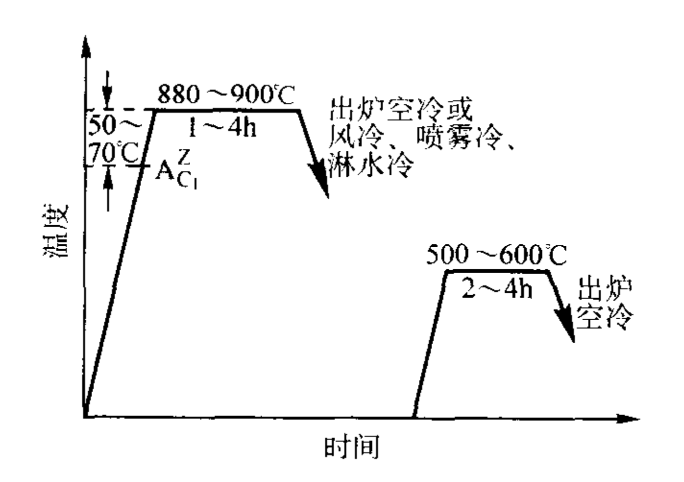


图2.1-112 无渗碳体时的部分奥氏体化正火工艺

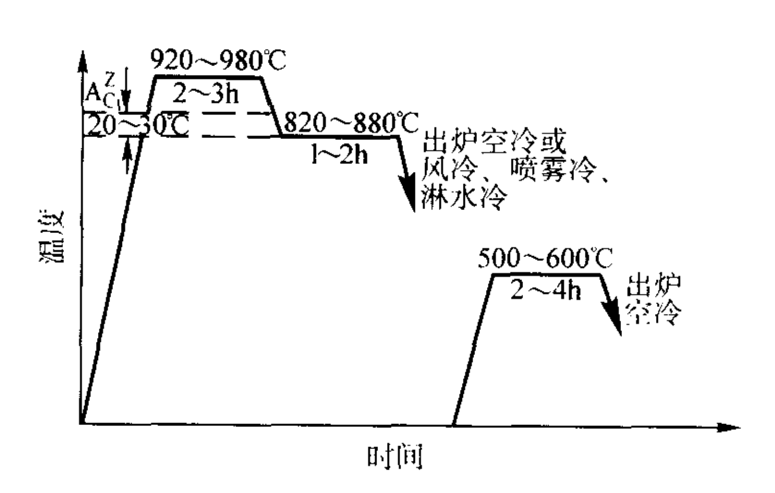


图2.1-113 有渗碳体时的部分奥氏体化正火工艺

3.4.3 淬火与回火

铸态组织中没有游离渗碳体、三元或复合磷共晶，具有细小均匀共晶团的铸件可进行淬火+回火处理。铸态组织中游离渗碳体的体积分数大于等于3%、存在三元或复合磷共晶、共晶团粗大、组织不均匀的铸件，应首先进行高温石墨化退火或正火，使其成为均匀的铁素体或珠光体组织后，再进行淬火+回火处理。

（1）淬火工艺

采用860～880℃保温（保温时间视铸件壁厚而定，每25 mm保温1 h），进行奥氏体化以后，在淬火介质中淬火，以获得马氏体基体组织。

由于球墨铸铁的淬透性好，所以可使用较缓和的淬火介质，如10号或20号锭子油或柴油，当采用水或盐水作淬火介质时，一定要慎重，以防铸件产生裂纹。各种淬火介质及其循环程度对淬火强烈程度 H 值的影响列于表2.1-89。H 值是在淬火后中心获得马氏体的圆棒直径。H 值越大，则淬火速度越快。

（2）回火工艺

1）低温回火 140～250℃保温2～4 h后空冷，对于厚大铸件可延长回火时间，获得回火马氏体和残余奥氏体组

表 2.1-89 淬火介质和循环程度对淬火强烈程度（*H* 值）的影响

循环程度	*H* 值			
	空气	油	水	盐水
介质不循环，试样不搅拌	0.02	0.25～0.30	0.9～1.0	2.0
轻微循环	—	0.30～0.35	1.0～1.1	2.0～2.2
中度循环	—	0.35～0.40	1.2～1.3	—
良好循环	—	0.40～0.50	1.4～1.5	—
强循环	—	0.50～0.80	1.6～2.0	—
激烈循环	—	0.80～1.10	4.0	5.0

织，硬度达 46～50HRC，具有良好的强度和耐磨性。经低温回火后，可消除淬火应力，减少脆性。回火温度不应超过 250℃，在 250～300℃回火将出现低温回火脆性。

2）中温回火 350～450℃保温 2～4 h 后空冷，获得回火托氏体和残余奥氏体组织，硬度 42～46HRC，具有较好的耐磨性，并保持一定韧度。在 450～510℃回火或慢冷有可能出现高温回火脆性，而再加热至此温度范围以上保温后快冷，可消除高温回火脆性。

3）高温回火（调质处理） 550～600℃保温 2～4 h 后空冷或风冷，获得回火索氏体和残余奥氏体组织，硬度 250～330HBS，具有高强度和良好韧度相结合的综合力学性能。

3.4.4 退火

退火的目的是去除铸态组织中的自由渗碳体获得高韧度的铁素体球墨铸铁。当铸态球墨铸铁组织中渗碳体的体积分数大于或等于 3%、磷共晶的体积分数大于或等于 1% 或出现三元及复合磷共晶时，均要进行高温石墨化退火。通常采用两阶段退火，高温阶段消除渗碳体、三元或复合磷共晶，低温阶段是由奥氏体转变成铁素体，最终获得以铁素体为主的基体组织，其典型工艺示于图 2.1-114。也可在高温保温后随炉缓冷完成第二阶段退火，其工艺示于图 2.1-115，但是这种工艺难以保证得到全铁素体的基体组织，其中将有部分是珠光体组织。

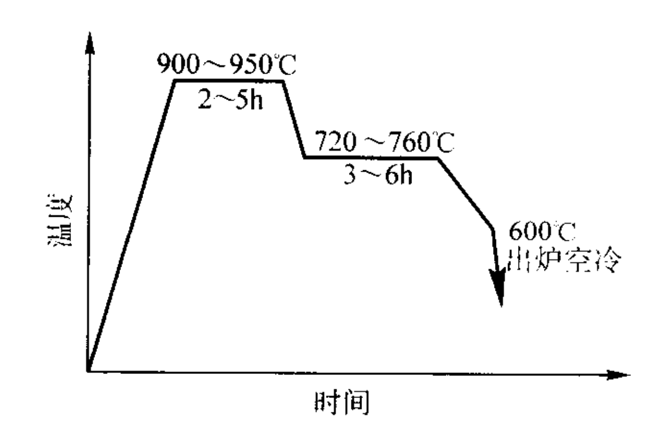


图 2.1-114 高温石墨化两段退火工艺

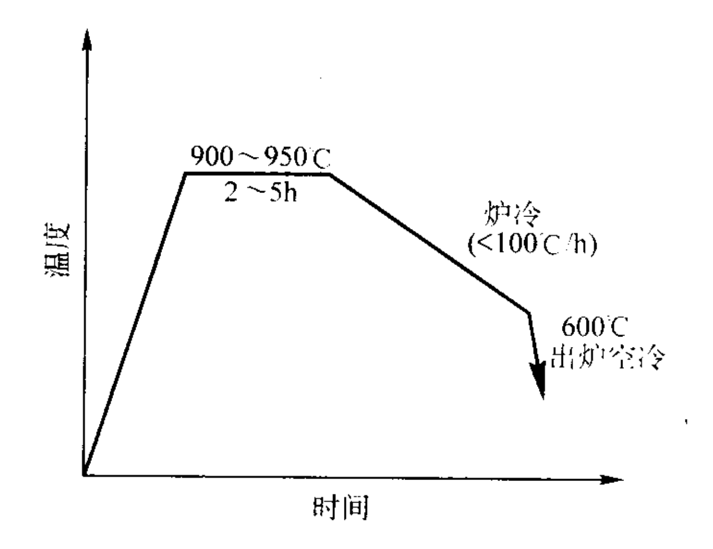


图 2.1-115 高温石墨化随炉缓冷退火工艺

当铸态组织中渗碳体的体积分数小于 3%，无三元或复合磷共晶，铁素体的体积分数小于 85%（QT450-10）或小于 90%（QT400-18）或低于图样规定值时，可采取低温石墨化退火，以使珠光体分解，改善塑性和韧度，其典型工艺示于图 2.1-116。

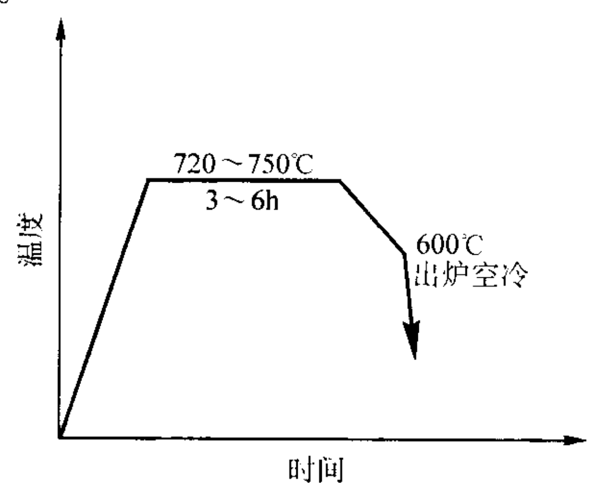


图 2.1-116 低温石墨化退火工艺

当含硅量增多时，应适当提高低温阶段的退火温度，由此可缩短保温时间。当含锰量增多时，应适当延长低温阶段的退火时间。当含磷量较高时，应适当延长低温阶段退火时间，适当提高高温退火温度。在含有钒、铬、钼时，应提高高温阶段的退火温度、延长保温时间。对于含铜球墨铸铁，应延长低温阶段的退火时间。对于复杂铸件或厚大铸件，要减缓退火时的升温速度。根据铸件壁厚和其中游离渗碳体的含量，确定高温阶段的退火保温时间；根据铸件壁厚和其中珠光体的数量，确定低温阶段的退火保温时间。

当出炉温度小于 600℃时，会出现回火脆性。此时，把铸件再重新加热 600～700℃保温后，在大于等于 600℃出炉快冷，则可消除回火脆性。添加 Mo，使 Mo 的质量分数为 0.1%～0.2%、降低硅、磷含量，可以避免回火脆性。

3.4.5 等温淬火

得到贝氏体或奥氏体＋贝氏体基体组织的球墨铸铁需进行等温淬火处理。前者淬火液温度较低，通常所得产物为下贝氏体。后者一般采用较高温度的淬火液，通常所得组织为奥氏体加上贝氏体组织。此外，通过合金化等工艺措施，在铸态获得具有奥氏体-贝氏体基体组织的球墨铸铁，国内外也进行了初步的研究。

图 2.1-117 为含有钼、铜合金球墨铸铁的奥氏体等温转变曲线，图 2.1-118 为等温淬火热处理工艺。采用等温淬火

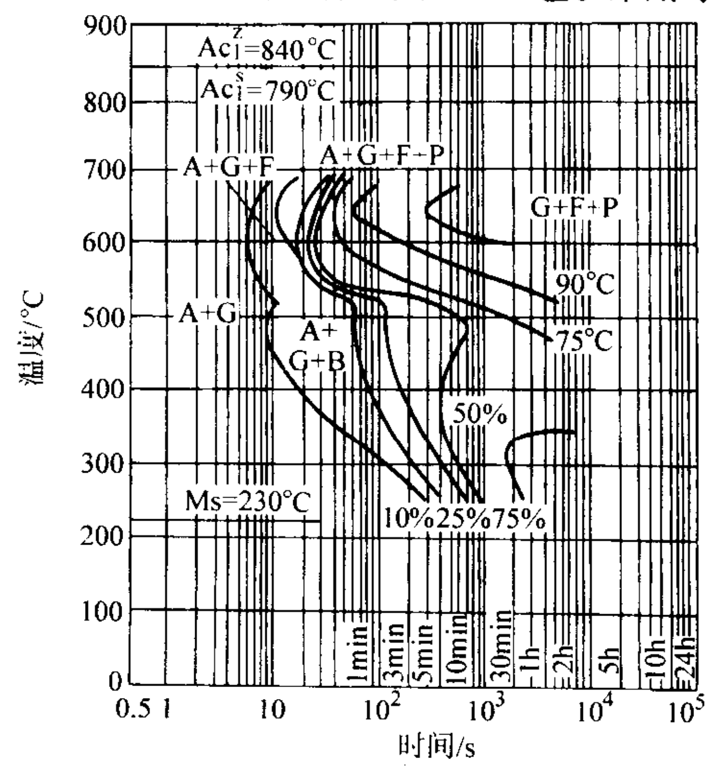


图 2.1-117 球墨铸铁奥氏体等温转变动力学曲线

球墨铸铁化学成分：*w*（C）＝3.5%，*w*（Si）＝2.9%，*w*（Mn）＝0.265%，*w*（P）＝0.08%，*w*（Mo）＝0.194%，*w*（Cu）＝0.62%，奥氏体化 880℃，20 min

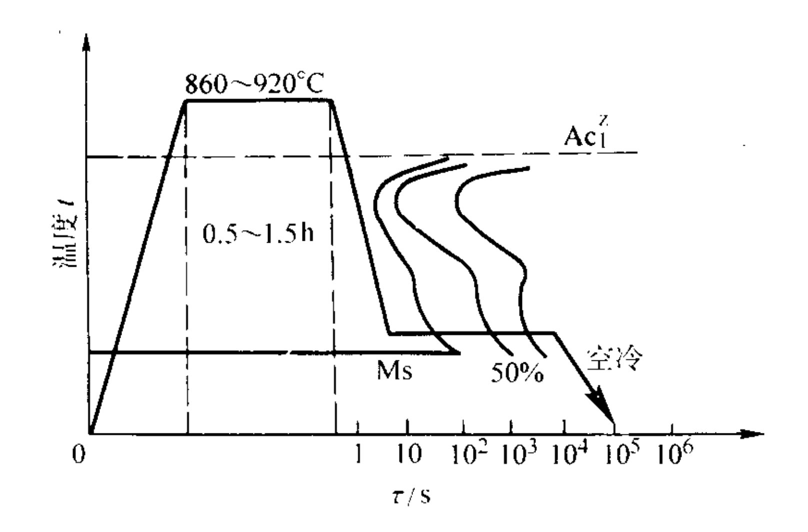


图 2.1-118 等温淬火热处理工艺

（曲线中 50% 表明奥氏体等温分解完成的百分数）

的必要性在于奥氏体-贝氏体相变温度很低（260~370℃），在这样的温度条件下原子的活动能力很低，相变需要较长的时间，而铸件在铸型内冷却或连续冷却的热处理过程中通过这一温度区间的时间短暂，奥氏体-贝氏体相变来不及完成，故需要在固定的相变温度下进行淬火处理。等温淬火时间一般为 60~90 min，依铸件壁厚而定。铸件的加热可在盐浴炉或一般的热处理用电炉中进行，而等温淬火则是在盐浴炉中进行，以保证淬火温度准确和稳定，并使铸件各部位的温度均匀。

球墨铸铁经过等温淬火后，在贝氏体基体中常出现一些淬火马氏体和残留奥氏体。淬火马氏体的存在使得球墨铸铁的脆性增加。为了消除脆性，可通过低温（250℃左右）回火，使淬火马氏体转变为回火马氏体。回火温度应不超过 300℃，以免贝氏体发生分解。回火温度对力学性能的影响见图 2.1-119。

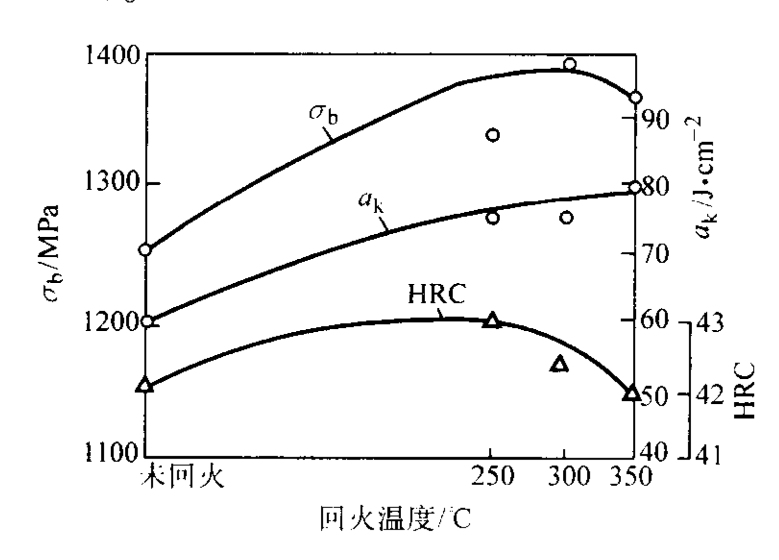


图 2.1-119 等温淬火后回火温度对力学性能的影响

奥氏体—贝氏体球墨铸铁的组织性能在很大程度上取决于等温处理工艺，而等温温度和等温时间是两个最主要的影响因素。等温温度高，材质的韧性要好些，但强度和硬度有一些损失（见图 2.1-120）。等温温度高于 330~350℃，基体组织主要为上贝氏体和奥氏体（习惯上称奥-贝球铁），等温温度低于 300~330℃时，基体组织中的贝氏体主要为下贝氏体（习惯上称贝氏体球铁），对应的贝氏体球墨铸铁的强度及硬度较高，耐磨性较好。奥-贝球铁常用的等温处理温度为 350~370℃，等温温度除造成贝氏体形貌不同外，还使基体中残余奥氏体的数量不同，这也是造成其性能差别的原因之一。

奥氏体-贝氏体球墨铸铁的组织还受到等温时间的影响。等温时间短时，奥氏体转变为贝氏体的量较少，未转变奥氏体的富碳量不够，从而使奥氏体在随后的冷却过程中稳定性不够，会分解而形成马氏体，严重影响材质的韧性。等温时间过长，又会使形成的贝氏体形铁素体间析出碳化物，且残余奥氏体数量减少，而影响其韧性。为了获得适当的奥

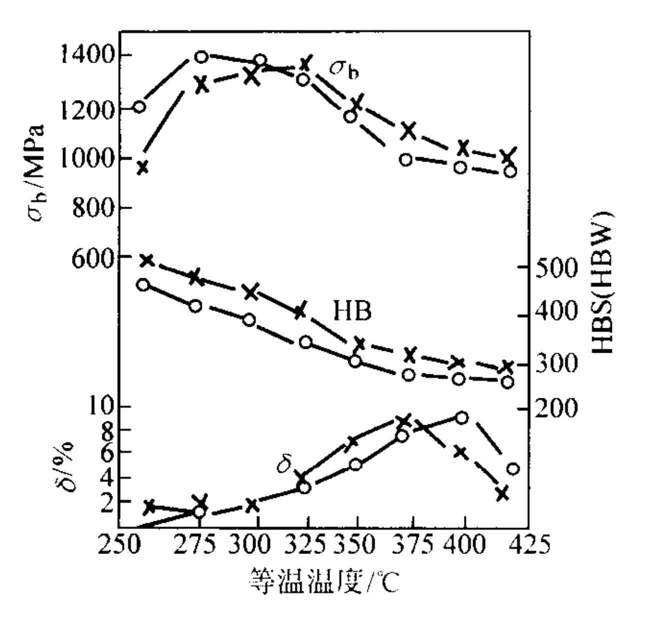


图 2.1-120 等温温度对抗拉强度、硬度和韧性的影响

（图中 × 及○表示化学成分稍有不同的两种球铁）

氏体—贝氏体比例，并避免组织中出现马氏体或碳化物，应使等温处理时间适当。

3.4.6 球墨铸铁的表面处理

为了提高球墨铸铁件的各种表面性能，如硬度、耐磨性、耐蚀性等，可对球墨铸铁件进行各种表面热处理。根据处理过程是否改变表层组织的成分，大致可分为两类。

1）不改变表层成分的热处理　在这一类表面热处理中，以往用得最多的方式是表面感应淬火和火焰淬火，而近年来随着大功率激光器的工业化，又出现了激光表面硬化的热处理。这一类表面热处理的共同特点是：采用不同形式的加热源，使铸件表层一定深度内的组织被加热到相变温度以上，再以较快速度使表层冷却，从而使表层一定深度内的组织产生相变而达到硬化的目的，而铸件心部则由于加热温度低或根本未被加热，从而保持其原有组织与性能。

2）改变表层成分的热处理　各种化学热处理如渗氮、碳氮共渗、软氮化处理等，通过对铸件表面渗入一定量的强化元素，而使表层的组织与性能得到改善。近年来使用大功率激光器对铸件某些工作表面进行熔覆处理，也可认为是一种表面的热处理，但其原理和前述在固态下的化学热处理有所不同，后者是通过大功率激光束照射在表面涂有待渗粉末的工件上，使表层一定深度熔化，此后快速凝固而得到表面具有一定涂层的冶金过程，也即快速凝固而得到具有和心部不同成分和组织的铸件表面。随工艺参数的改进，有些激光处理已可使表层形成非晶层，从而大幅度地改善表层组织和性能。

4 蠕墨铸铁

蠕墨铸铁是指其石墨大部分呈蠕虫状，部分呈球状的一种铸铁，其组织和性能处于球墨铸铁和灰铸铁之间，具有良好的综合性能。自从球墨铸铁问世以来，作为球墨铸铁球化不充分的缺陷形式——蠕虫状石墨也就同时被人们发现，但直到近 20 年来在人们认识到了蠕墨铸铁在其性能上有一定的优越性后，才引起了国内外铸造工作者的重视，把它看成一种独立的铸铁而进行了大量的研究和开发工作，并在 1977 年第 44 届国际铸造年会上成立了"蠕虫状石墨铸铁委员会"，同时也规定了这种铸铁的名称：compacted/vermicular graphite cast iron，即紧密或蠕虫状石墨铸铁（目前已定名为 C/V 铸铁）。

4.1 蠕墨铸铁的牌号及金相组织

4.1.1 蠕墨铸铁的牌号

表 2.1-90 为蠕墨铸铁件标准（摘自 JB/T 4403—1999）中规定的蠕墨铸铁牌号，根据其强度性能分为 5 个等级。蠕墨铸铁的力学性能根据其蠕化程度介于相同基体组织的灰铸铁

和球墨铸铁之间，蠕化率越高，其性能特点越靠近于灰铸铁，蠕化率越低，则其性能特点越靠近于球墨铸铁。

表 2.1-90 蠕墨铸铁的牌号（摘自 JB/T 4403—1999）

牌　号	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%	硬度值 HBS	蠕化率 V_G/% ≥	主要基体组织
	≥					
RuT420	420	335	0.75	200 ~ 280	50	珠光体
RuT380	380	300	0.75	193 ~ 274		珠光体
RuT340	340	270	1.0	170 ~ 249		珠光体 + 铁素体
RuT300	300	240	1.5	140 ~ 217		铁素体 + 珠光体
RuT260	260	195	3	121 ~ 197		铁素体

国际上许多国家或专业委员会均按照不同基体组织反映的力学性能来划分蠕墨铸铁的牌号等级。除抗拉强度外如需方对屈服强度、断后伸长率、硬度提出要求时，可按上表验收，或协商另订技术条件。牌号 RuT260 的断后伸长率必须作为验收依据。铸件金相组织中的蠕化率按表中规定的验收。根据铸件不同用途和特点，也可协商另订蠕化率。蠕墨铸铁件的力学性能和基体可经热处理达到，对热处理有特殊要求的蠕墨铸铁件，可由供需双方商定。

根据蠕墨铸铁件的性能要求与我国生产条件，规定蠕墨铸铁的蠕化率为大于或等于 50%。美国、德国、瑞士、罗马尼亚以及铸造技术协会国际委员会和蠕墨铸铁委员会都曾规定蠕墨铸铁的蠕化率大于 80%。这是由于国外生产条件所决定的，如一般都用电炉熔炼，能严格控制出铁温度，出铁量以及铁液成分（主要为硫）等。

我国生产的蠕墨铸铁件中有一部分是用来代替高强度灰铸铁件，如规定过高的蠕化率，则反而会降低强度。

根据国内 54 个生产蠕墨铸铁件单位的调查统计，有 51 个单位生产的蠕墨铸铁件的蠕化率大于等于 50%，占 94.6%；有 3 个单位的蠕化率小于 50%。

根据我国的研究生产和应用的实践表明：当蠕化率大于或等于 50%时，蠕墨铸铁已保持了其固有的特性，在应用上已显示了其独有的优势，过于追求高蠕化率对其应用并无明显功效，反而给稳定生产带来极大的难度，不利于蠕墨铸铁的发展。

国际蠕墨铸铁委员会在 1981 年伦敦会议上也规定了对某些蠕墨铸铁件允许蠕化率大于或等于 50%。

综上所述，我国目前标准规定蠕墨铸铁蠕化率为大于或等于 50%是符合客观要求的。

应该说明，随着蠕墨铸铁应用范围的扩大，各国都逐渐开始重视标准的制订，ISO 蠕铁标准的制订也在筹备中，因此有关蠕化率的规定也会引起新的规定。

4.1.2 蠕墨铸铁的金相组织

1）石墨　蠕墨铸铁的石墨形态是蠕虫状和球状石墨共存的混合形态。蠕虫状石墨是介于片状石墨及球状石墨之间的中间状态类型石墨，它既有在共晶团内部石墨互相连续的片状石墨的组织特征，又有石墨头部较圆、其位向特点和球状石墨相似的特征。在普通光学显微镜下所看到的典型石墨形状特征如图 2.1-121 所示，其长度与厚度之比 l/d 一般为 2 ~ 10，比片状石墨（$l/d>50$）小得多，而比球状石墨（$l/d\approx1$）大。用扫描电子显微镜观察其立体形貌，可见石墨的端部具有螺旋生长的明显特征，类似于球状石墨的表面形貌，但在石墨的枝干部分则又有层叠状结构，类似于片状石墨。其结构示意图如图 2.1-122 所示。

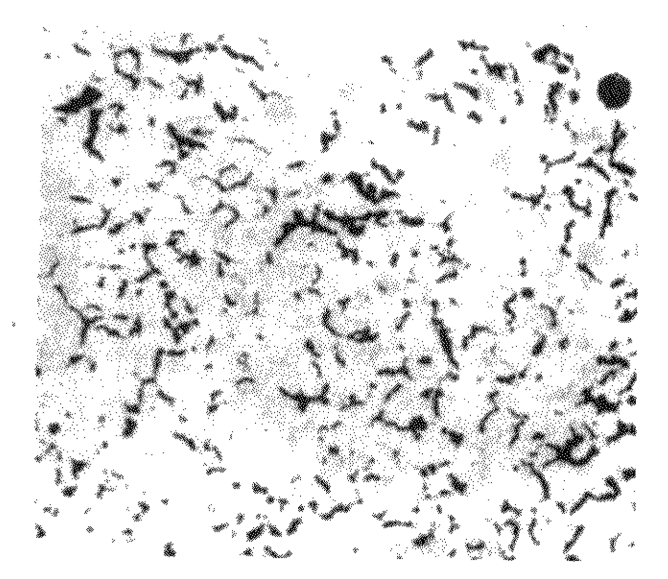


图 2.1-121 蠕虫状石墨 ×100

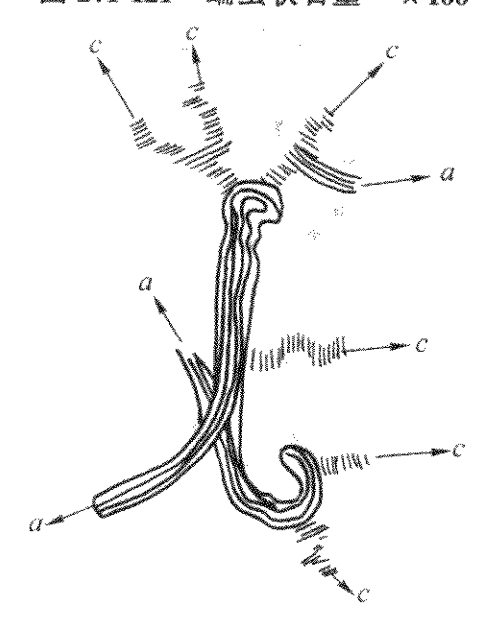


图 2.1-122 蠕虫状石墨结晶的取向示意图

蠕墨铸铁的力学性能和物理性能取决于石墨的蠕化状态及基体组织等因素，其中尤以石墨的蠕化状态影响最大。蠕化率是评定石墨是否受到良好蠕化的指标，其定义为：在有代表性的显微视场内，蠕虫状石墨数与全部石墨数的百分比。我国在生产上通常都采用对比方法进行评定，在一般光学显微镜下对未浸蚀的试样放大 100 倍进行观察，按大多数视场与我国蠕墨铸铁金相标准（JB/T 3829—1999）中所列的标准蠕化率的金相图片作比较（见图 2.1-123 及表 2.1-91）。在评定蠕化率时，允许出现小于 5%的片状石墨。

2）基体组织　蠕墨铸铁的基体组织在铸态下具有较高的铁素体含量（体积分数常有 40% ~ 50%或更高），这主要是由于石墨的特征及元素偏析分布的特点所造成的。可通过加入稳定珠光体元素使铸态的珠光体体积分数提高到 70%左右，如再进行正火处理，可使珠光体体积分数进一步提高到 80% ~ 85%。

珠光体体积分数，按大多数视场对照蠕墨铸铁金相标准（JB/T 3829—1999）的图片进行评定（见表 2.1-92 及图 2.1-124），试样用体积分数为 2% ~ 5%的硝酸酒精溶液浸蚀，放大倍数为 100 倍。

蠕墨铸铁中磷共晶及碳化物的评定方法参照 JB/T 3829—1999 金相标准进行。试样用体积分数为 2% ~ 5%的硝酸酒精溶液浸蚀，放大 400 倍观察。

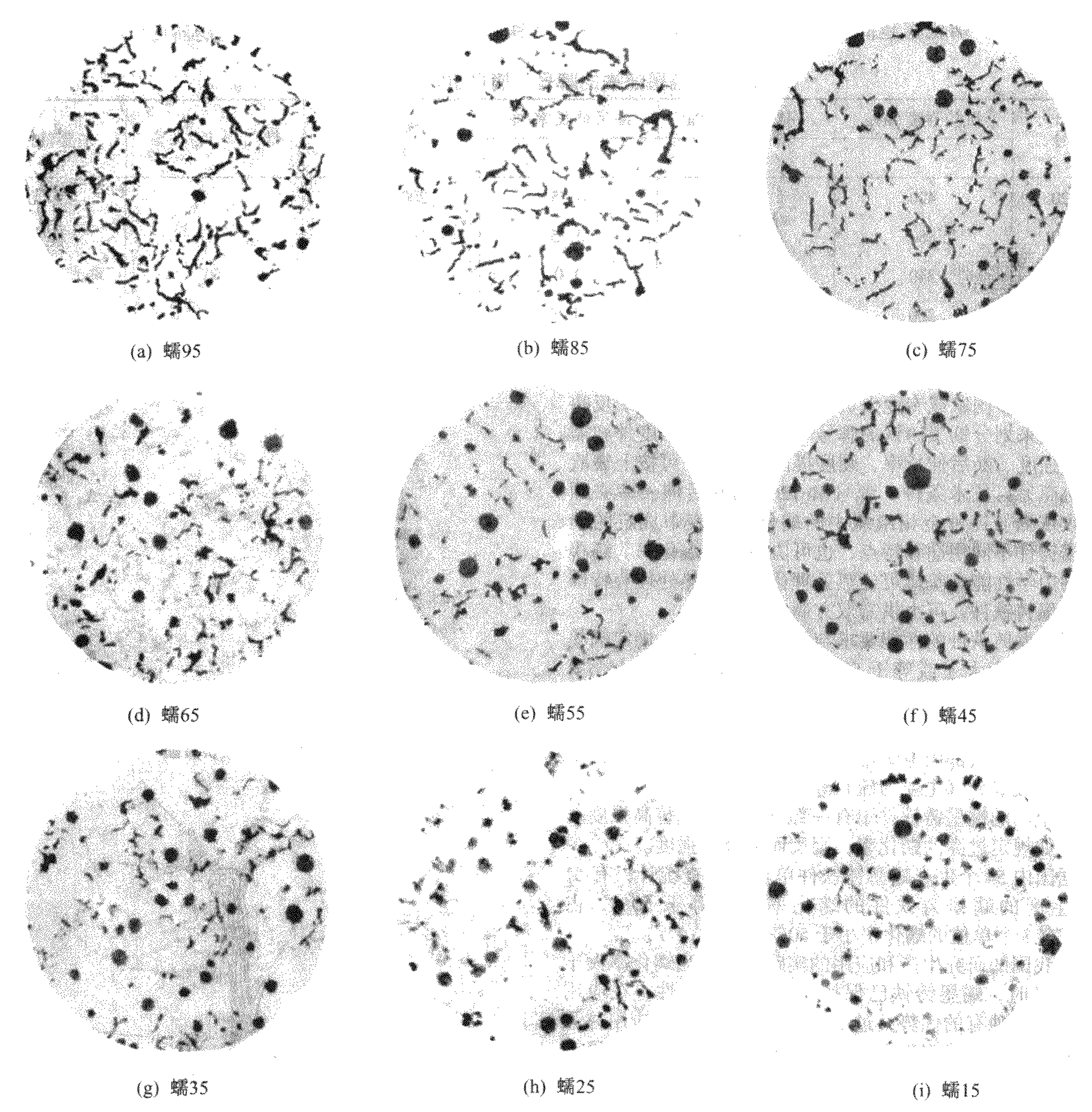

(a) 蠕95　(b) 蠕85　(c) 蠕75
(d) 蠕65　(e) 蠕55　(f) 蠕45
(g) 蠕35　(h) 蠕25　(i) 蠕15

图 2.1-123　蠕墨铸铁蠕化率　×100

表 2.1-91　蠕化率的分级（摘自 JB/T 3829—1999）

蠕化率的级别	蠕化状石墨数量/%
蠕 95	>90
蠕 85	>80～90
蠕 75	>70～80
蠕 65	>60～70
蠕 55	>50～60
蠕 45	>40～50
蠕 35	>30～40
蠕 25	>20～30
蠕 15	>10～20

4.2　蠕墨铸铁的性能特点

蠕墨铸铁的力学性能介于灰铸铁与球墨铸铁之间（见表 2.1-93）。其铸造性能比球墨铸铁好，与灰铸铁接近，因此形状复杂的铸件也能用蠕墨铸铁铸造。此外，蠕墨铸铁尚有良好的致密性、耐热性和耐磨性。

表 2.1-92　蠕墨铸铁珠光体量（体积分数）　%

名称	珠光体数量	名称	珠光体数量
珠 95	>90	珠 45	>40～50
珠 85	>80～90	珠 35	>30～40
珠 75	>70～80	珠 25	>20～30
珠 65	>60～70	珠 15	>10～20
珠 55	>50～60	珠 5	≤10

4.2.1　蠕墨铸铁的力学性能

1）抗拉强度　蠕墨铸铁的抗拉强度对碳当量变化的敏感性比普通灰铸铁小得多，甚至当其碳当量接近 4.3% 时，其强度也比低碳当量的高强度灰铸铁高。图 2.1-125 是蠕墨铸铁、灰铸铁及球墨铸铁浇注直径为 30 mm 试棒的抗拉强度比较。此外，蠕墨铸铁对断面尺寸的敏感性也较灰铸铁要小。从图 2.1-126 可见，当断面厚度增加到 200 mm 时，蠕墨铸铁的抗拉强度 σ_b 约下降 20%～30%，而灰铸铁断面增厚到 100 mm 时，强度下降了约 50%，其绝对值则更低。

(a) 珠95　(b) 珠85　(c) 珠75

(d) 珠65　(e) 珠55　(f) 珠45

(g) 珠35　(h) 珠25　(i) 珠15

(j) 珠5

图 2.1-124　珠光体评定数量　×100

表 2.1-93　蠕墨铸铁的典型力学性能

力学性能 (ϕ30 mm 试棒)	基体类型		
	珠光体型	混合型	铁素体型
珠光体含量（体积分数）/%	>90	10~90	<10
最小抗拉强度 σ_b/MPa	448	345	276
最小屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	379	276	193
最小断后伸长率 δ/%	1	1	3~5
布氏硬度 HBS	217~270	163~241	130~179

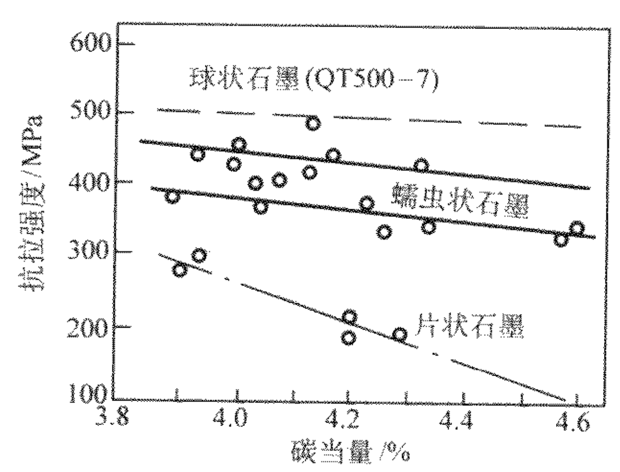


图 2.1-125　碳当量对不同铸铁的抗拉强度的影响

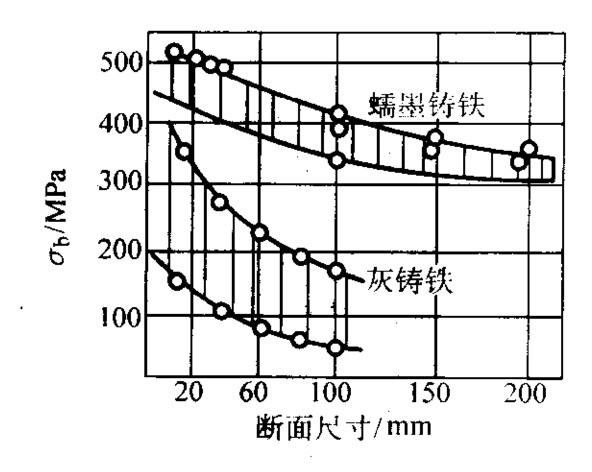


图 2.1-126　两种铸铁的抗拉强度随断面尺寸增大时的变化情况

蠕墨铸铁的抗拉强度因基体不同而异。同样的蠕化率，珠光体基体的抗拉强度大于混合基体和铁素体基体的抗拉强度。

此外，从材料实际使用时要求的强度性能出发，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 更具重要性，而蠕墨铸铁的 $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 值在铸造材质中属最高的，其比较数据见表 2.1-94。

表 2.1-94　蠕墨铸铁、球墨铸铁及铸钢的的 $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 值

材料名称	蠕墨铸铁	球墨铸铁	铸钢
$\sigma_{0.2}/\sigma_b$	0.72～0.82	0.60～0.65	0.50～0.55

2）韧性及伸长率　蠕墨铸铁的冲击韧度及伸长率均较球墨铸铁低而高于灰铸铁，其值随石墨的蠕化率、基体组织而有所变化。蠕化率低或基体中铁素体含量高，则韧性及伸长率高。此外蠕墨铸铁与球墨铸铁相似，当温度降低时，也有从韧性到脆性的转变点（见图 2.1-127）。

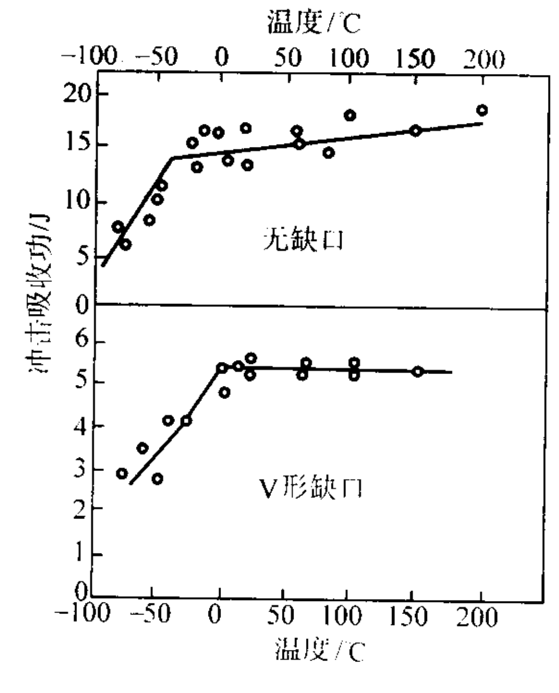


图 2.1-127　蠕墨铸铁的冲击吸收功随试验温度的变化

3）硬度　蠕墨铸铁的硬度首先取决于基体，其次取决于石墨形貌。蠕墨铸铁的抗拉强度、断后伸长率 δ 和硬度间的关系见图 2.1-128。

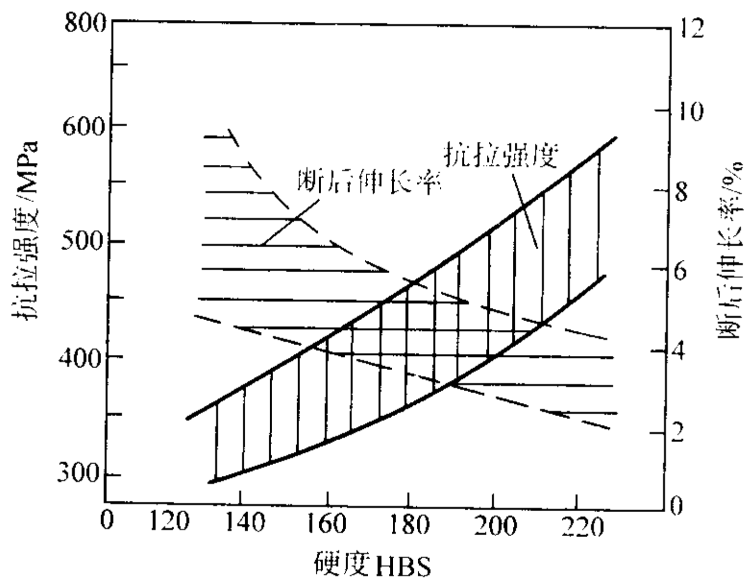


图 2.1-128　蠕墨铸铁的抗拉强度、断后伸长率 δ 和硬度间的关系

4）疲劳性能　蠕墨铸铁的疲劳强度受蠕化率、基体及有无缺口等因素的影响。降低蠕化率或增加基体中珠光体比例，会提高疲劳强度。但基体对疲劳强度的影响不很明显，而当存在缺口时，疲劳强度则明显降低。

5）弹性模量　蠕墨铸铁在一定应力下呈弹性形变，但其比例极限低于球墨铸铁。图 2.1-129 为蠕墨铸铁在抗拉和抗压时的典型应力 - 应变曲线。

蠕墨铸铁因蠕化率、截面尺寸及基体不同、其弹性模量在 138～165 GPa 范围内变化。蠕化率低、截面薄、基体中珠光体量多则弹性模量值较高。蠕墨铸铁的泊松比为 0.27～0.28。

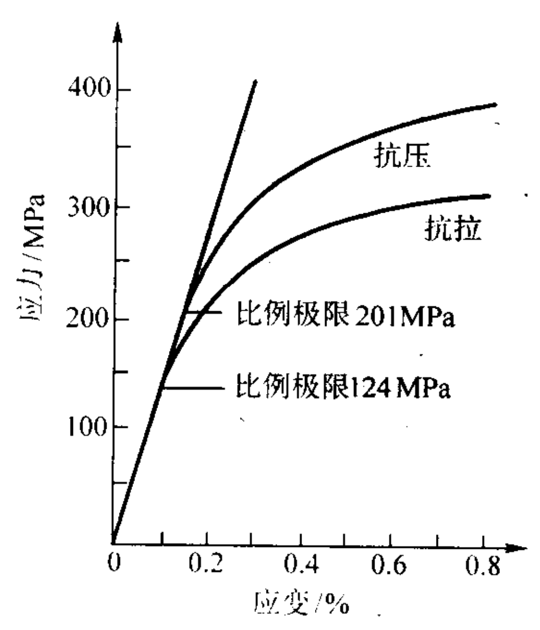


图 2.1-129　蠕墨铸铁在抗拉和抗压时的典型应力 - 应变曲线

4.2.2　蠕墨铸铁的物理性能

（1）密度

蠕墨铸铁的密度随基体而异，铁素体基体的为 7.054 g/cm³，珠光体基体的为 7.104 g/cm³。

（2）热导率

蠕墨铸铁的热导率在灰铸铁和球墨铸铁之间。当蠕化率较高时，其热导率与灰铸铁相当，而当蠕化率降低时，则其热导率又接近于球墨铸铁。不同温度下，不同蠕化率的蠕墨铸铁的热导率见图 2.1-130，可见蠕化率下降，热导率下降，当蠕化率小于 70% 时尤为明显。由于石墨的热导率比基体高得多，基体中铁素体又比珠光体和渗碳体的热导率高，因此增加碳当量和铁素体量会增加蠕墨铸铁的热导率。

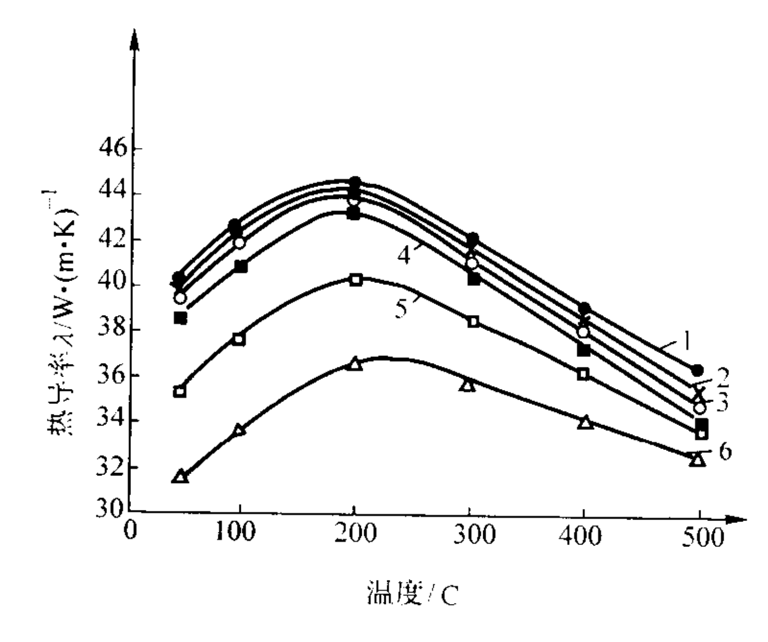


图 2.1-130　不同蠕化率的蠕墨铸铁在不同温度下的热导率

1—片墨和蠕墨混合的铸铁；2—蠕化率为 95% 的蠕墨铸铁；3—蠕化率为 86% 的蠕墨铸铁；4—蠕化率为 70% 的蠕墨铸铁；5—蠕化率为 40% 的蠕墨铸铁；6—蠕化率为 0%，即球墨铸铁

4.2.3　蠕墨铸铁的工艺性能

（1）铸造性能

1）流动性　蠕墨铸铁碳当量高，接近共晶成分，经加

蠕化剂去硫去氧后，具有良好的流动性。图 2.1-131 和表 2.1-95 所示为不同铸铁的流动性。

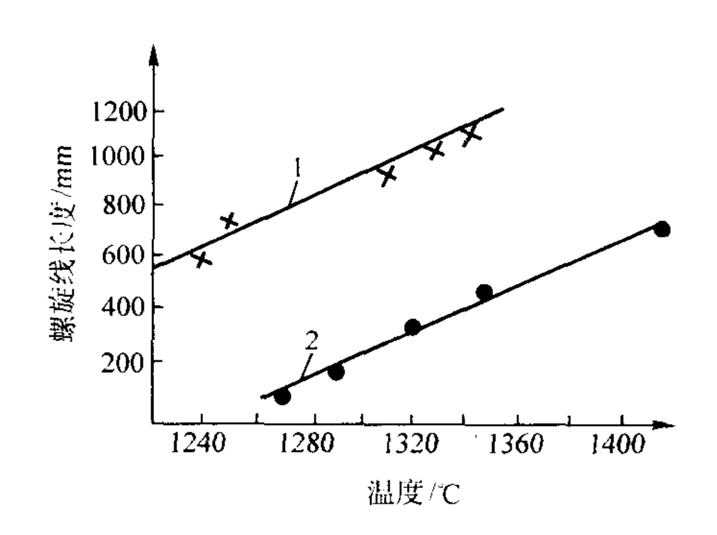


图 2.1-131 蠕墨铸铁和灰铸铁在不同浇注温度下的流动性
1—蠕墨铸铁；2—灰铸铁（HT300）

2）收缩性 蠕墨铸铁的线收缩率和体收缩率见表 2.1-96。由表可见，蠕墨铸铁的缩前膨胀率大于灰铸铁，在共晶转变过程中有较大的膨胀力，因此对铸型刚度要求较高。

蠕墨铸铁的体收缩率与蠕化率有关，蠕化率越高，体收缩率越小，最终接近灰铸铁；反之蠕化率越低，体收缩率越大，最终接近球墨铸铁。增加含碳量可减少体收缩。蠕墨铸铁型壁移动倾向也介于灰铸铁和球墨铸铁之间，因而其获得无内外缩孔的致密件比球墨铸铁容易，但比灰铸铁仍然困难些。避免不必要高的浇注温度及采用共晶成分都能改善铸件的致密性。

3）铸造应力 蠕墨铸铁的铸造应力比合金铸铁稍大，但比球墨铸铁小。用蠕墨铸铁生产气缸盖等复杂铸件时，应与合金铸铁一样要进行去应力退火。

（2）切削性能

蠕墨铸铁的钻削性能与球墨铸铁相似，但钻头磨损比灰铸铁的要大，铁素体越多则钻头磨损量越小。

表 2.1-95 蠕墨铸铁、球墨铸铁和合金灰铸铁的流动性

材料	化学成分（质量分数）/%											浇注温度/℃	螺旋线长度/mm
	C	Si	Mn	P	S	Re	Mg	Ti	Cr	Cu	Mo		
蠕墨铸铁	3.36	2.43	0.6	0.06	0.028	0.024	0.014	0.13	—	—	—	1 330	960
球墨铸铁	3.45	2.62	0.51	0.07	0.027	0.024	0.04	—	—	—	—	1 315	870
合金灰铸铁	2.95	1.85	0.89	0.07	0.044	—	—	—	0.35	0.95	0.92	1 340	445

表 2.1-96 蠕墨铸铁和灰铸铁的收缩性 %

收缩 \ 材质	蠕墨铸铁	灰铸铁
缩前膨胀	0.3~0.6	0.05~0.25
线收缩率	0.9~1.1	1.0~1.2
体收缩率	1~5	1~3

进行切削加工时，加工蠕墨铸铁时的刀具寿命介于灰铸铁和球墨铸铁之间。国内外工厂普遍对切削加工蠕墨铸铁件存在以下问题：

1）多数刀具的刃口黏结比加工灰铸铁严重，热黏结尤为严重；

2）钻深孔、不通孔、攻螺纹时刀具寿命很短，并且容易卡住、折断；

3）单刃镶刀片的刀具使用寿命比加工灰铸铁的低；

4）拉床的拉杆拉力显著加大；

5）加工表面的表面粗糙度值通常比灰铸铁大。

实践表明，蠕墨铸铁的切削性能和蠕化剂有关。含钛蠕化剂生产的蠕墨铸铁，其切削性能比用其他种类的蠕化剂差。

（3）焊补性能

蠕墨铸铁的焊补性能比球墨铸铁好，在其焊补区附近形成白口和淬火组织的倾向小。采用含 w（RE）$=0.08\%$左右的蠕墨铸铁焊条，最好用预热焊补法。焊补处金属冷却较快，石墨与基体晶粒均比母体处细小，因此力学性能稍高。焊补后视情况再经热处理以降低应力。

4.3 蠕墨铸铁的生产及其控制

4.3.1 化学成分的选取原则

化学成分对蠕墨铸铁的影响包括对获得蠕虫状石墨和对基体的影响，这两者进而影响蠕墨铸铁的力学性能、铸造性能及其他性能。蠕墨铸铁化学成分选择的原则基本上与球墨铸铁相似，要求有高的碳当量，低的磷、硫含量和一定的含锰量。应根据这些影响选择蠕墨铸铁的化学成分。

1）碳、硅及碳当量 蠕墨铸铁生产中一般采用共晶附近的成分以利于改善铸造性能，常用碳当量 CE 为 4.3%~4.6%。碳当量对获得蠕墨的影响甚微，其对蠕墨铸铁抗拉强度的影响与灰铸铁和球墨铸铁类似。随着碳当量的增加，蠕墨铸铁的抗拉强度将因石墨增加，珠光体减少而有所下降，但下降速率比灰铸铁小得多。但在蠕墨铸铁中，由于高的碳量易促进球状石墨的形成，因而在蠕墨铸铁中的碳量通常可较球墨铸铁低些，碳的质量分数一般取 3.0%~4.0%，较常用的为 3.6%~3.8%，薄壁件取上限值，以免产生白口；厚大件则取下限值，以免产生石墨漂浮。

硅对基体影响十分显著，主要用来防止白口，控制基体组织。蠕墨铸铁中的硅量通常是用来调整基体组织的，随着硅量增加，基体中珠光体量逐渐减少，铁素体量增加。与此同时，硅强化了铁素体，并有使球墨数量增加的趋势。

为获得尽可能多的珠光体量，仅靠降低硅量仍不足以防止在蠕墨周围形成铁素体，而且硅量过低会产生白口。因而要获得珠光体基体量较高的蠕墨铸铁，还应采取其他相应措施，如加合金元素或热处理。

适当提高硅量可有效提高蠕墨铸铁的高温力学性能，抗氧化性能和热疲劳性能。中硅耐热蠕墨铸铁的高温强度比普通蠕墨铸铁高 30%，与中硅球墨铸铁相当；抗氧化性能比普通蠕墨铸铁高 5 倍以上，接近于球墨铸铁远优于灰铸铁。在急冷急热条件下，其热疲劳性能远优于球墨铸铁和灰铸铁。

2）锰 锰在常规含量范围内对石墨的蠕化无影响。锰在铸铁中起稳定珠光体作用，在蠕墨铸铁中也如此。但由于蠕墨分支繁多，因此锰的促进珠光体作用有所减弱。锰的质量分数小于 1%时对蠕墨铸铁的强度、硬度和石墨形态都无明显作用，生产混合基体的蠕墨铸铁可以对锰作某些调整。如果要求铸态下获得韧性较高的铁素体基体蠕墨铸铁，则锰的质量分数应小于 0.4%；如果希望获得强度、硬度较高，耐磨的珠光体基体的蠕墨铸铁件，则须将锰的质量分数增至 2.7%左右，但这时易产生较多的渗碳体。因此要获得珠光

体，不能单凭调整锰量，而须采取降低硅量和附加合金元素来达到。

3）磷 磷对石墨蠕化无影响，磷量过高会形成磷共晶，降低冲击韧度，提高脆性转变温度、使铸件易出现缩松和冷裂，通常宜控制在质理分数0.08%以下。对于耐磨件可将磷的质量分数提高到0.2%～0.35%。

4）硫 硫量极低时（w（S）<0.002%），快速冷却可获得蠕虫状石墨。硫和所有蠕化元素都有很大亲和力，蠕化元素加入铁液中首先消耗于脱硫及脱氧，将铁液中硫的质量分数降至小于或等于0.03%，剩余蠕化元素才能使石墨蠕化。原铁液含硫越多，消耗蠕化剂也越多。不论是加入稀土蠕化剂，还是加入镁、铈（钙、铝）蠕化剂都是如此。蠕化剂加入量越多，形成的硫化夹渣也越多，既不经济，又降低材质的性能，加速蠕化衰退，这是硫对蠕墨铸铁的危害影响。另一方面，硫在一定范围内有扩大合适的蠕化剂加入量的作用，即在较宽的蠕化剂加入量范围内均可获得蠕墨铸铁。因此，从方便生产的角度看，不宜追求含硫过低的原铁液。此外，原铁液中硫量增加时，稀土蠕墨铸铁的白口倾向减小。这是适量的硫对蠕墨铸铁的有利影响。

5）合金元素 蠕墨铸铁基体在铸态下一般含较多铁素体。为提高铸态蠕墨铸铁的珠光体量及其硬度和强度，可加入适当的合金元素，如分别加入（质量分数）Sb（0.008%～0.01%）、B（0.03%～0.05%）、Mo（0.40%～0.60%）或Cr（0.15%～0.30%）等。其中钼、铬除能提高蠕墨铸铁中珠光体的百分率外，还可提高蠕墨铸铁的抗热疲劳性能。

4.3.2 铁液处理技术和控制

蠕墨铸铁的生产通常包含下列环节：①选择合适的化学成分并熔炼合格的铁液。②炉前处理（蠕化处理及孕育处理）。③炉前检验及浇注。目前在生产中较难控制的环节为炉前处理工序，从而对蠕墨铸铁的推广应用带来一定的影响。

（1）蠕化剂及蠕化处理工艺

事实上所有能使石墨球化的元素均可使石墨蠕化，只要能够有效地控制其加入量即可。早期获得的蠕墨铸铁实际上就是由于球化元素加入量不足所产生的，这样人们尝试用减少球化剂加入量的方法来生产蠕墨铸铁，如采用单独加入较少量的镁、稀土的方法，但在生产上控制较为困难。

镁是所有元素中球化变质能力最强的元素，但单独用镁作蠕化剂却十分困难，因镁使石墨蠕化的含量范围极窄，其波动范围仅在0.005%以内，如图2.1-132中曲线1所示。由于镁加入时的沸腾烧损及与氧、硫的化合，使得实际进入并残留在铁液中的镁量极难控制在如此小的含量范围内，因而使实际生产难于实现。

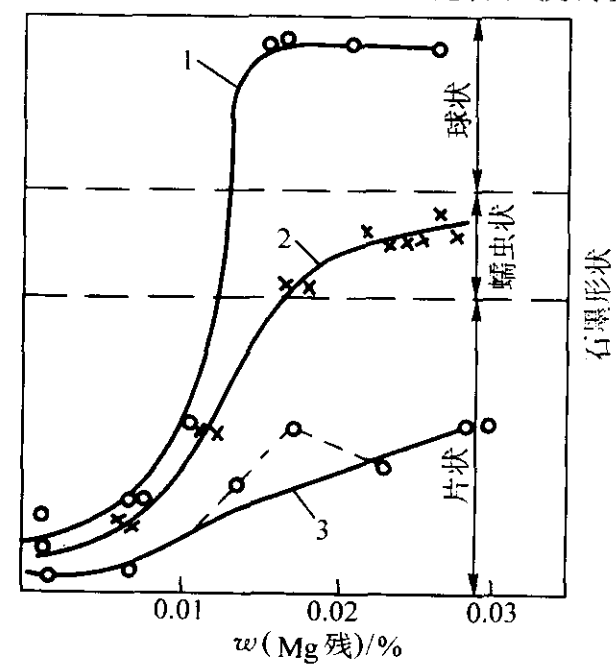


图2.1-132 单加镁及加镁钛合金对蠕化范围的影响
1—单加镁；2—加镁钛稀土合金；
3—含干扰元素但采用不含稀土的镁合金

用稀土硅铁来处理铁液生产蠕墨铸铁曾在一些工厂中使用，但除其和镁处理同样有适宜的含量范围窄而生产不易控制外，还由于处理时铁液无沸腾作用，而使稀土硅铁熔化吸收不好、以及处理后的铁液对激冷作用敏感，从而使铸件中残留有一定数量的自由渗碳体而影响性能，使这一生产工艺较难推广应用。为了克服稀土硅铁处理时的上述缺点，曾用稀土和镁（分别以RESiFe及REMgSiFe的形式加入）两者联合处理的方法来获得蠕墨铸铁，其中镁作为引爆剂，在对铁液起到搅拌作用的同时，适量地残留在铁液中。稀土和镁的综合作用见图2.1-133，图中黑框部分是蠕虫状石墨的稳定区。由图可见，镁和稀土的适宜含量范围仍是较窄的，生产控制仍有一定困难。

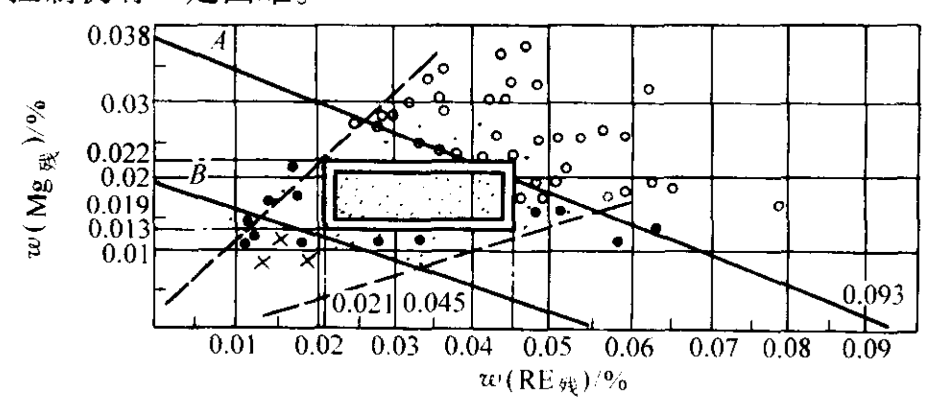


图2.1-133 石墨形态与残留Mg、RE含量的关系
●—蠕虫状石墨>50%，余为团球状
○—团球状石墨>50%，余为蠕虫状 ×—片状石墨
A、B线为蠕墨铸铁上下临界线

为了拓宽使石墨蠕化所适宜的镁或稀土的残留量，使这些球化元素即使略有过量也不致出现球状石墨，人们想到了利用反球化元素，即用球化元素加反球化元素制成复合蠕化剂，这样既利用球化元素使石墨球化的作用，又使铁液中有足够的反球化元素，使石墨不能变为球状。这两种作用的叠加，使石墨变成非球非片的蠕虫状。这就是复合蠕化剂配制的基本思想。如在镁合金中加入少量反球化元素钛，制成镁钛合金作蠕化剂，则镁的适宜含量范围可扩大到0.015%～0.035%（图2.1-132中曲线2）。这一方法在蠕墨铸铁生产中得到广泛的应用。英国铸铁协会首先研制了Foote CG合金，用作蠕墨铸铁生产用蠕化剂，其成分如表2.1-97所示。

表2.1-97 Foote CG合金化学成分（质量分数）%

Mg	Ti	Ce	Ca	Al	Si	Fe
4.5～5.0	8.5～10.5	0.25～0.35	4.0～5.5	1.0～1.5	48.0～52.0	余量

在蠕化剂中少量的钙不仅可扩大球化元素的含量范围，而且可放宽对原铁液中硫的限制。我国也根据上述复合蠕化剂的思想，研制了稀土镁钛及稀土镁锌等蠕化剂，同时一些工厂采用稀土蠕化剂已有成熟的应用，其成分见表2.1-98。

表2.1-98 我国研制和应用的几种蠕化剂成分（质量分数） %

种类＼成分	Re	Mg	Ca	Al	Si	Fe
稀土类	25～34	—	6～9	—	40～45	余量
稀土镁锌类	13～15	3～4	<5	1～2	40～44 Zn 3～4	余量
稀土镁钛类	1～3	4～6	3～5	1～2	45～50 Ti 3～5	余量

为了确定蠕化剂中球化与反球化元素两方面作用的比例对石墨蠕化的影响，提出了复合蠕化系数的概念。复合蠕化

系数 K_2 可由下式表示：

$$K_2 = K_1 / w\ (\mathrm{Mg})$$

式中，w（Mg）为铁液中残留的镁量；K_1 为反球化元素（包括往铁液中加入的和铁液中原有的微量反球化元素）的当量值，以下式折算（均质量分数）

$$K_1 = 4.4\mathrm{Ti} + 2.0\mathrm{As} + 2.3\mathrm{Sn} + 5.0\mathrm{Sb} + 290\mathrm{Pb} + 370\mathrm{Bi} + 1.6\mathrm{Al}$$

复合蠕化系数 K_2 的数值与石墨形状间的对应关系见图 2.1-134。

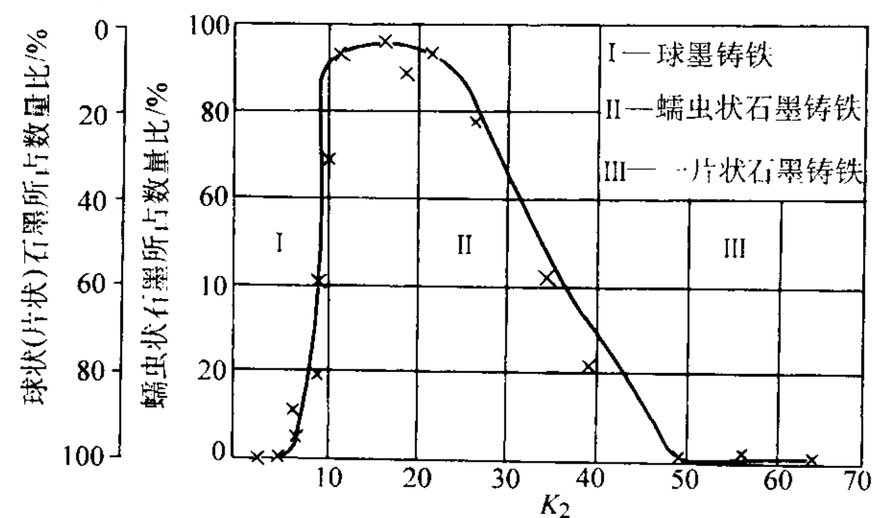


图 2.1-134　系数 K_2 的数值与石墨形态及数量的关系

采用复合蠕化剂处理铁液的优点是允许有较宽的蠕化元素残留量，便于生产控制；缺点是用此法生产的蠕墨铸铁中含有钛等反球化元素，这种钛的回炉料不能作为生产其他种类铸铁（特别是球墨铸铁）使用，因而给炉料管理带来了困难。

蠕化处理一般采用冲入法，即将蠕化剂埋入浇包底部凹坑内，用铁液冲熔吸收（和球墨铸铁用冲入法进行球化处理相同）。为获得良好的蠕化效果，应保证铁液温度在 1 450℃ 左右，以使蠕化剂充分熔化。由于蠕化效果也存在衰退现象，因而近年来国内外研制了抗衰退能力较强的含钇的蠕化剂及型内蠕化处理方法。

（2）孕育处理

由于蠕化处理后铁液中镁和稀土的作用，使铁液也具有结晶过冷和在组织中出现游离渗碳体的倾向，因此孕育处理也是蠕墨铸铁生产中的一个必要环节，其作用至少有以下三方面：

1）消除结晶过冷倾向，减少自由渗碳体；

2）提供足够的石墨晶核，增加共晶团数，使石墨呈细小均匀分布，提高力学性能；

3）延缓蠕化衰退。

蠕墨铸铁的孕育和球墨铸铁类似，通常采用含 Si75%（质量分数）的硅铁，也有用含 Ba 硅铁及其他孕育剂的。为防止孕育衰退，应尽量做到迟后孕育，必要时也可采用两次孕育的方法。孕育剂的加入量通常可按铁液质量的 0.4% ~ 0.6% 计算，并应适当考虑壁厚条件，薄壁件应适当加强孕育。

4.4　蠕墨铸铁的应用

蠕墨铸铁具有介于灰铸铁和球墨铸铁之间的良好性能，如抗拉强度及屈服强度高于高强度灰铸铁而低于球墨铸铁，热传导性、耐热疲劳性、切削加工性以及减振性又近似于一般灰铸铁，它的疲劳极限和冲击韧度虽不如球墨铸铁，但明显地优于灰铸铁。其铸造性能接近于灰铸铁，因而铸造工艺简单，成品率高。由于蠕墨铸铁所具有的这些优异的综合性能，使其具有广泛应用的条件。

1）由于强度高，对断面的敏感性小，铸造性能好，因而可用来制造复杂的大型零件。

2）由于蠕墨铸铁具有较高的力学性能，同时还具有较好的导热性，因而常用来制造在热交换以及有较大温度梯度下工作的零件，如汽车制动盘、钢锭模、金属型等。

3）由于蠕墨铸铁的强度较高，致密性好，可用来代替孕育铸铁件，不仅节约了废钢，减轻了铸件重量（碳当量较高，强度却比灰铸铁高），铸件的成品率也大幅度提高，而且使铸件的气密性增加，这一点特别适用于液压件的生产。

下面介绍几种典型的蠕墨铸铁件。

（1）柴油机缸盖

某柴油机厂采用蠕墨铸铁大批量生产中功率柴油机缸盖，代替原设计的低合金铸铁缸盖收到明显成效，其技术经济效果和简要工艺见表 2.1-99 和表 2.1-100。

此外，某车辆工厂采用 1.5 t 工频感应电炉生产 12 V240 型 2 248 kW 大功率蠕墨铸铁柴油机缸盖（毛坯单重 124 kg，壁厚 8 ~ 45 mm），以取代 CrMoCu 合金铸铁（HT300）缸盖也收到了明显效果。采用蠕墨铸铁制造后，缸盖耐水压试验合格率从 73% 提高到 95%，改善了加工性能，冒口重量减少 20%，且延长了使用寿命。其蠕墨铸铁牌号为 RuT300，蠕化率大于或等于 60%，使用稀土硅铁合金作蠕化剂；当原铁液 w（S）⩽ 0.04% 时，合金加入的质量分数为 0.75% ~ 1.0%。当铁液温度为 1 510℃ 时，将合金置于炉内铁液表面，约过 1 min，合金呈熔融状态后即可倒入浇注包内。采用 FeSi75 大孕育量二次孕育和浮硅孕育以消除稀土合金的白口倾向和孕育衰退的问题。

表 2.1-99　用蠕墨铸铁做柴油机缸盖的技术经济效果

铸件名称	6110 柴油机（104 kW）缸盖		
毛坯质量	80 kg	尺寸	897 mm × 249 mm × 110 mm，主要壁厚 5.5 mm，最大壁厚 40 mm
技术要求	该铸件结构复杂，系六缸一盖连体铸件，工作时承受较高机械热应力，要求材质具有良好力学性能、抗热疲劳性能、铸造性能和气密性		
原设计材质存在问题	原设计材质为 HT250（CuMo 合金铸铁），主要问题：（1）缸盖上喷油嘴座旁的气道壁因热疲劳最易开裂，该部位加工后壁厚仅 3 ~ 4 mm，工作温度 250 ~ 370℃。（2）缸盖渗漏严重，在导杆孔、螺栓孔等热节处（均为非铸出孔）易产生缩松（孔）缺陷，经加工钻孔后铸壁有微孔穿透造成渗漏。（3）因铸件热节多达 50 处，尺寸精度高，内腔结构复杂，难以采用冒口补缩和内外冷铁工艺		
改用蠕墨铸铁后技术经济效果	1）由于蠕墨铸铁的抗拉强度、抗蠕变能力和塑性均明显优于原材质，故采用蠕墨铸铁缸盖，开裂倾向大为降低，使用寿命显著提高 2）缸盖渗漏率下降 15%，当蠕化率大于 50% 时，其体收缩率小于 HT250 低合金铸铁，其气密性又与球墨铸铁相近 3）低合金灰铸铁的抗热疲劳性能、气密性和铸造性能、加工性等对碳当量和合金元素的敏感性大，尤其对薄壁复杂件更为突出，而蠕墨铸铁的上述性能对碳当量敏感性小，加之采用稀土蠕化剂又有较宽的蠕化范围，冲天炉生产条件下缸盖质量也易于控制 4）节省贵重合金元素，成本下降 21%		

表 2.1-100 蠕墨铸铁柴油机缸盖的简要工艺

	熔化炉	原铁液化学成分（质量分数）/%					处理温度/℃	蠕化剂加入量（质量分数）/%	蠕化处理方法	孕 育
		C	Si	Mn	P	S				
蠕化处理工艺	5 t/h 酸性冲天炉	3.6~3.9	1.5~1.8	0.5~0.8	<0.1	0.06~0.09	1 420~1460	稀土硅铁合金（RE30）为1.4~1.6	出铁槽随流加入，每包处理0.8~1 t	出铁槽随流加质量分数为0.8%~1.6%的FeSi75，液面加质量分数为0.3%的FeSi75浮硅孕育
	10 t/h 酸性冲天炉，10 t 保温电炉	3.6~3.9	1.5~1.8	0.5~0.8	<0.1	0.06~0.09	1 420~1 440	稀土硅化物（RE30）为1.2~1.4和6号合金0.3	引爆法	FeSi75的质量分数为0.6%~0.8%，覆盖于包底的蠕化剂上
铸造工艺		中间分型，湿砂静压造型，热芯组合装配工艺，铸件收缩率0.8%，半封闭式浇注系统，直浇道下设有集渣包，起撇渣和缓冲液流作用								
蠕墨铸铁牌号		要求金相组织								
		蠕化率						基体		
RuT300		≥50%						铁素体+珠光体		

(2) 液压件

某液压件厂在冲天炉条件下稳定生产蠕墨铸铁液压件，与原使用的HT300灰铸铁相比成品率高，成本低，为液压件向小型、高压方向发展提供了优质毛坯。其技术经济效果和简要工艺见表2.1-101~表2.1-103。

(3) 汽车排气管

某汽车制造厂年产蠕墨铸铁排气管十余万支，与原使用的HT150牌号的铸铁排气管相比，大幅度提高了使用寿命，从根本上解决了排气管开裂的问题。其技术经济效果和简要工艺见表2.1-104和表2.1-105。

表 2.1-101 用蠕墨铸铁做液压件的技术经济效果

铸件名称	集成块
毛坯质量	最小12 kg（壁厚92 mm），最大136 kg（壁厚280 mm）
技术要求	要求铸件致密、耐高压（7~32 MPa）、耐磨，表面粗糙度质小、加工性能好
原设计材质存在问题	1）由于HT300高牌号灰铸铁碳、硅质量分数低，所以铸造性能差，铸件易产生缩裂或晶间缩松而报废，废品率高达60% 2）工艺出品率低，只有55%左右，压边浇冒口的重量是铸件重量的80%以上
改用蠕墨铸铁后技术经济效果	1）废品率大幅度下降，总废品率约16.9%（其中夹砂、夹杂物、气孔占9%） 2）工艺出品率提高到75%，压边浇冒口重量比原来的减轻2/5 3）经济效益明显，扣除蠕墨铸铁生产成本比HT300灰铸铁增加约8%外，仅废品率下降、工艺出品率提高两项，使蠕墨铸铁件成本降低1/3以上

表 2.1-102 蠕墨铸铁液压件的简要工艺

熔化炉	原铁液成分	处理温度/℃	蠕化剂加入量	蠕化处理方法	孕 育	铸造工艺
无前炉，1 t/h 热风三排小风口冲天炉	高C低Si、低P、S，Mn视基体要求确定	1380~1410	稀土硅铁合金的质量分数约2.4%	随流冲入法	因铸件壁厚而不进行孕育	同HT300工艺，采用压边冒口

表 2.1-103 蠕墨铸铁液压件的组织与性能

蠕化率	金相组织	力学性能			耐压性能	耐磨性能
	基 体	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	硬度HBS		
>80%	铁素体的体积分数为50%~60%，适当加入微量Sn或Sb可增加铸态珠光体量（体积分数大于70%）	360~480	1.3~2.4	200	爆破压力，蠕墨铸铁为198~262.4 MPa，比HT300高60%。渗漏压力两者均接近爆破压力、小于爆破压力10 MPa时均未发现渗漏	在M-200磨损试验机上与环形40Cr钢对磨40 min，加载1 500 N，转速200 r/min，磨痕宽度比HT300减少29%

表 2.1-104 用蠕墨铸铁做排气管的技术经济效果

铸件名称	EQ140 汽车发动机排气管		
毛坯质量	14.2 kg	尺寸	总长 676.5 mm，主要管壁 5 mm，局部最大壁厚 22 mm
技术要求	该零件服役温度差别大（室温～1 000℃），承受较大的热循环载荷，要求材质有良好的抗热疲劳性能		
原设计材质存在的问题	原设计材质 HT150，主要问题是寿命短，汽车行驶不到 10 000 km，管壁开裂严重；若改用球墨铸铁排气管，虽不发生开裂，但变形严重，通道口错开漏气		
改用蠕墨铸铁后技术经济效果	1）提高寿命 3～5 倍以上，根本上解决了排气管开裂问题 2）取消了加强肋，铸件自重减轻了 10%		

表 2.1-105 蠕墨铸铁排气管的简要工艺

熔化炉	原铁液化学成分（质量分数）/%					蠕化处理温度/℃	蠕化剂加入量（质量分数）/%	蠕化处理方法	孕 育	铸造工艺
	C	Si	Mn	P	S					
10 t 无芯工频电炉	3.6～3.9	1.7～2.0	≤0.5	<0.1	≤0.04	1 520±20	低稀土镁钛（2RETiMg3～5），加入 1.1～1.4	包底凹坑冲入法，每次处理 500 kg±50 kg	FeSi75 孕育随流冲入	基本同 HT150 工艺

注：排气管用蠕墨铸铁要求，牌号：RuT300，蠕化率：≥50%，基体：铁素体（体积分数）>50%。

（4）钢锭模

目前一般采用普通灰铸铁和球墨铸铁制作钢锭模。由于它是在反复受热、冷却的恶劣条件下工作，所以其材质的特性直接影响使用寿命。在热应力的作用下，脆性材质可能发生断裂，塑性材料则会发生永久变形。热应力的大小与温度梯度、热膨胀系数和弹性模量有关。材质的导热性好（可降低温度梯度）、弹性模量低、强度高（特别是高温强度）、韧性好都有利于承受热循环载荷。在非常快的热循环条件下，导热性是主要影响因素，在缓慢热循环的条件下，高强度则更为重要。蠕墨铸铁由于它的力学性能比灰铸铁高，导热性能比球墨铸铁好，所以它也是一种生产钢锭模的良好材质。

1）钢锭模模耗　对于不同结构和冷却方式的钢锭模，对其材质的要求也不尽相同。某钢铁厂采用蠕虫状石墨 10%～55% 的蠕墨铸铁制作中小型钢锭模（用冲天炉熔炼），在雨淋及空冷的冷却条件下，可得到最佳的使用效果，使炼钢车间的钢锭模消耗量明显下降。图 2.1-135 为各种材质钢锭模的对比试验的结果，可见在空冷条件下球墨铸铁寿命最长，消耗最少，次之是体积分数为 10%～50% 的蠕虫状石墨铸铁；在喷水雨淋冷却条件下体积分数为 10%～50% 蠕虫状石墨铸铁最佳；浸水冷却条件下灰铸铁最好。此外生产中发现空冷的断面厚 50.8 cm 钢锭模因断面厚，石墨难以全部球化。即使石墨全部球化时，锭模底部圆角处出现缩孔，其上部石墨漂浮也严重；而体积分数为 10%～50% 蠕虫状石墨，可以避免这些缺陷，给铸造工艺带来方便，其使用寿命与球墨铸铁相差不大。因此该厂采用体积分数为 10%～50% 蠕虫状石墨的蠕墨铸铁生产空冷断面厚 50.8 cm 和雨淋冷却断面厚 28 cm 钢锭模，经过一年左右的实际使用其模耗与原使用的灰铸铁锭模相比明显降低（见表 2.1-106），每年节约钢锭模数千吨，价值百万元以上。

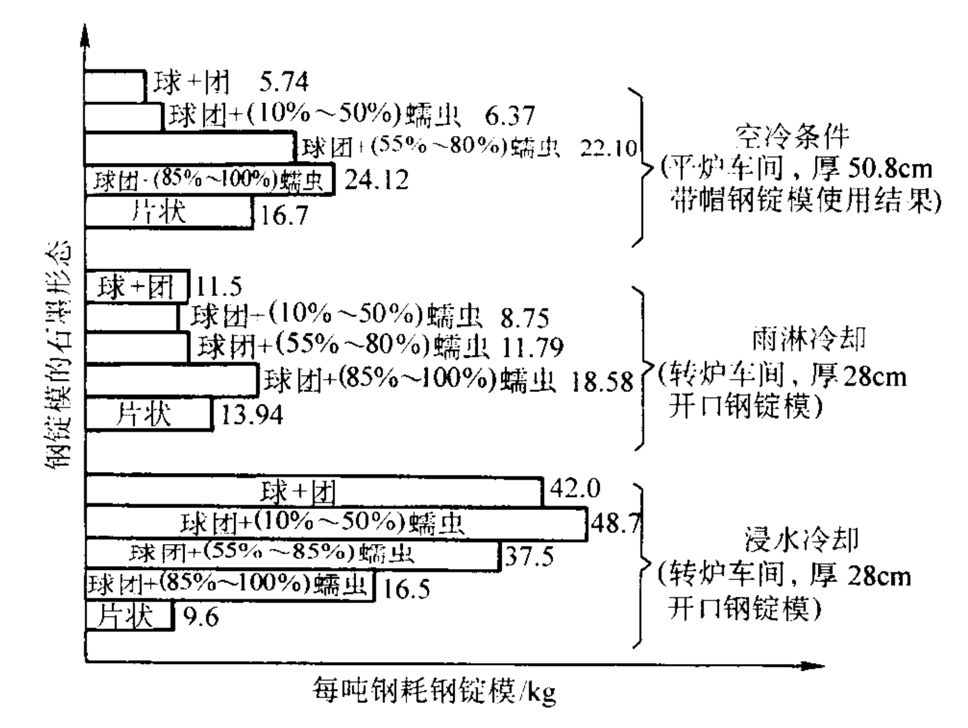


图 2.1-135 各种材质钢锭模模耗图

注：蠕虫—蠕虫石墨；球—球状石墨；团—团球状石墨；%为体积分数

表 2.1-106 蠕墨铸铁钢锭模降低模耗情况

车间	锭模类型	吨钢消耗量/kg	每吨钢消耗降低/kg	备 注
平炉	厚 50.8 cm 空冷锭模	8.06	11.9	包括体积分数为 55%～80% 蠕虫状石墨铸铁锭模
转炉	厚 28 cm 雨淋开口模	11.32	3.62	

2）蠕墨铸铁钢锭模生产工艺　铁液在 8 t/h 酸性冷风冲天炉内熔化，批料重 1 000 kg。炉料配比为 P10 生铁的质量分数 80%～85%，废钢的质量分数为 10%，废锭模的质量分数为 5%～10%，铁液温度为 1 360～1 380℃。

蠕化处理用稀土镁硅铁蠕化剂：w（Mg）＝11%～13%，w（RE）＝2.2%～3.8%，w（Si）＝42%～52%，w（Al）＝1%，余为 Fe。当原铁液硫的质量分数为 0.07%～0.09% 时，蠕化剂加入的质量分数为 1.15%～1.30%。蠕化处理采用复包法处理，每包处理 5 t 铁液，二次出铁，在第二次出铁时在出铁槽中随流冲入质量分数为 0.8% 的复合孕育剂（FeSi75 的质量分数 0.5%，FeMn62 的质量分数 0.3%），浇注温度为 1 280～1 310℃，采用 ϕ30 mm 炉前试样，按自订的蠕墨铸铁钢锭模石墨评级金相图进行蠕虫状石墨量的控制。表 2.1-107 为原铁液和蠕墨铸铁钢锭模的成分。

表 2.1-107 原铁液和蠕墨铸铁钢锭模成分

材 质	化学成分（质量分数）/%							
	C	Si	Mn	P	S	Mg	RE	Al
原铁液	3.6~3.8	1.5~1.8	0.5~0.8	≤0.06	0.07~0.09	—	—	—
蠕墨铸铁	3.5~3.8	2.5~2.8	0.5~0.8	≤0.06	≤0.03	0.015~0.04	0.008~0.018	0.02~0.04

5 可锻铸铁

可锻铸铁是将一定成分的白口铸件毛坯经退火处理，使白口铸铁中的渗碳体分解成为团絮状石墨，从而得到由团絮状石墨和不同基体组织组成的铸铁。比起灰铸铁来说，由于石墨形状的改善，使这种铸铁具有较高的强度，同时还兼有良好的塑性和韧性，因而有它独特的应用场合。

当将白口铸件毛坯在密封的退火炉中进行热处理，即在中性炉气氛条件下退火时，共晶渗碳体在高温下分解成为团絮状石墨，随后通过不同的热处理制度可使基体组织成为铁素体或珠光体组织。用这种方法得到的铁素体基体可锻铸铁因组织中有石墨存在，因而断面呈暗灰色，而在表层经常有薄的脱碳层呈亮白色，故称为黑心可锻铸铁。而珠光体可锻铸铁则以其基体命名。

当将白口铸件毛坯在氧化性气氛条件下退火时，铸件断面从外层到心部发生强烈的氧化和脱碳。在完全脱碳层中无石墨存在，基体组织为铁素体。实际上，在小断面尺寸条件下，铸铁的组织基本上为单一铁素体，间或有少量的珠光体和退火碳。而在大断面尺寸条件下，表层为铁素体，中间层为珠光体和铁素体及退火碳，而心部区域则为珠光体（有时尚残留有少量渗碳体）及退火碳（间或有少量铁素体），这种铸铁断面由于其心部区域有发亮的光泽，故称为白心可锻铸铁。

5.1 可锻铸铁的牌号及金相组织

5.1.1 可锻铸铁的牌号

1）可断铸铁的分类及用途　表 2.1-108 列出了可锻铸铁的分类、特点及应用情况。目前我国生产的可锻铸铁绝大部分为黑心可锻铸铁，珠光体可锻铸铁生产较少，而白心可锻铸铁国内基本不生产，其原因为白心可锻铸铁的组织从表层到心部不均匀，所以其韧性较差，加之需较高的热处理温度和较长的热处理时间。但由于其对原材料要求较低，并且铸件具有可焊接性，因此目前在一些欧洲国家仍用来生产一些水暖器件。

表 2.1-108 可锻铸铁的分类、特点及应用

分 类		特 点	应 用
石墨化退火可锻铸铁	铁素体可锻铸铁（黑心）	1）坯件在非氧化性介质中进行石墨化退火，莱氏体、珠光体皆分解，即 $Fe_3C \to 3Fe\ (\alpha、\gamma) + G$ $P \to Fe\ (\alpha) + G$ 2）组织为：铁素体＋团絮状石墨，以高韧性为其特点	国内各专业可锻铸铁厂 90% 以上产品都是黑心可锻铸铁，它广泛用于汽车、拖拉机、农机、铁路、建筑、水暖管件、线路金具等
	珠光体可锻铸铁	1）坯件在非氧化性介质中进行石墨化退火，只有莱氏体分解，即 $Fe_3C \to 3Fe\ (\alpha、\gamma) + G$ 2）以珠光体基体为主＋团絮状石墨，以高强度为其特点	用得较少，国外有用作汽车发动机曲轴、连杆等零件
脱碳退火可锻铸铁	白心可锻铸铁	1）坯件在氧化性介质中进行脱碳退火，即 CO_2 + C（坯件中）→2CO 2）外缘铁素体，中心脱碳不全，有少量珠光体＋团絮状石墨 3）焊接性较好	国内用得很少，国外有用作水暖管件的

由于铁素体可锻铸铁具有一定的强度和较高的塑性和韧性，故常用于制造承受冲击、振动及扭转负荷的零件，如汽车、拖拉机中的后桥、转向机构、弹簧钢板支座；电力输电线安装的各类金属扣件；各种低压阀门、管件和纺织机与农机零件或农具等。

珠光体可锻铸铁由于强度高，硬度也较高的特点，常用于制造一些耐磨零件，如曲轴、连杆、齿轮、凸轮等。近年来由于球墨铸铁制造技术的发展，可锻铸铁部分地被球墨铸铁所取代，但由于可锻铸铁的生产过程较易控制，有较好的生产稳定性，生产成本低等优点，故仍在某些领域中使用。特别是对于一些大批量的复杂薄壁小件的生产，可锻铸铁的优点就更加突出，其应用仍具有一定的优势。

2）可锻铸铁牌号　国家标准 GB/T 9440—1988 规定了可锻铸铁的牌号和力学性能，见表 2.1-109 和表 2.1-110。可锻铸铁的常温力学性能接近于相同基体的球墨铸铁，而低温冲击韧度和切削性能优于球墨铸铁。

5.1.2 可锻铸铁金相组织特点

1）石墨　依铁素体可锻铸铁金相标准 JB/T 2122—1977 规定，可锻铸铁中的石墨形状有团球状、团絮状、絮状、聚虫状和枝晶状等 5 种，见图 2.1-136。

表 2.1-109 黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁的牌号及力学性能（摘自 GB/T 9440—1988）

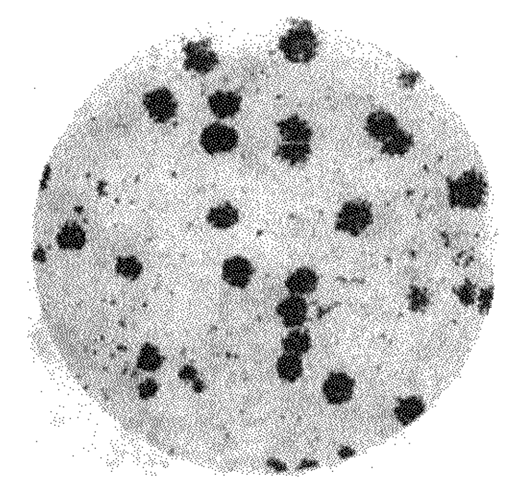
类型	牌号 A	牌号 B	试样直径 d/mm	抗拉强度 σ_b/MPa ≥	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa ≥	断后伸长率 δ（$L_o = 3d$）/% ≥	硬度 HBS
黑心可锻铸铁	KTH300 - 06	—	12 或 15	300	—	6	≤150
	—	KTH330 - 08		330	—	8	
	KTH350 - 10	—		350	200	10	
	—	KTH370 - 12		370	—	12	
珠光体可锻铸铁	KTZ450 - 06	—	12 或 15	450	270	6	150 ~ 200
	KTZ550 - 04	—		550	340	4	180 ~ 250
	KTZ650 - 02	—		650	430	2	210 ~ 260
	KTZ700 - 02	—		700	530	2	240 ~ 290

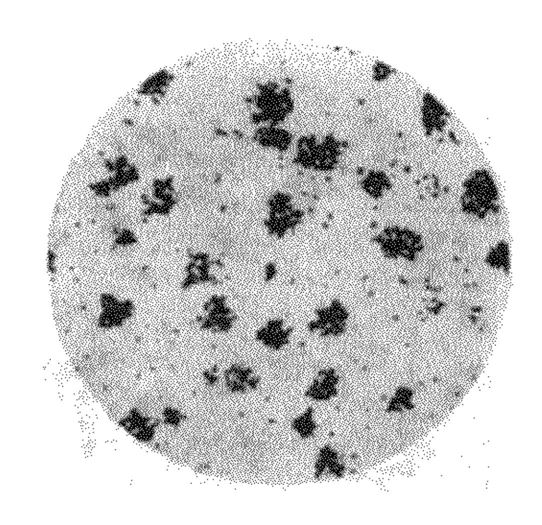
注：1. 试样直径为 12 mm，只适于铸件主要壁厚小于 10 mm 的铸件。
2. 牌号 KTH300 - 06 适用于气密性零件。
3. 牌号 B 系列为过渡牌号。

表 2.1-110 白心可锻铸铁的牌号及力学性能（摘自 GB/T 9440—1988）

牌号	试样直径 d/mm	抗拉强度 σ_b/MPa ≥	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa ≥	断后伸长率 δ（$L_o = 3d$）/% ≥	硬度 HBS ≤
KTB350 - 04	9 12 15	340 350 360		5 4 3	230
KTB380 - 12	9 12 15	320 380 400	170 200 210	13 12 8	200
KTB400 - 05	9 12 15	360 400 420	200 220 230	8 5 4	220
KTB450 - 07	9 12 15	400 450 480	230 260 280	10 7 4	220

注：1. 白心可锻铸铁试样直径，由需方和供方按铸件壁厚尺寸双方协议。
2. 如果采用正确的工艺，所有牌号的白心可锻铸铁均可焊接。
3. KTB380 - 12 适用于强度有特殊要求和焊接后不需进行热处理的零件。


(a) 团球状


(b) 团絮状

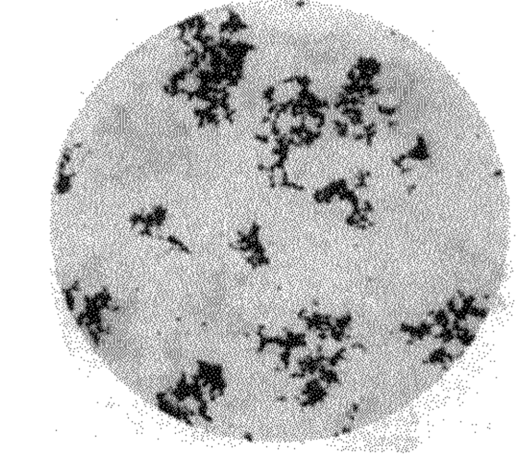
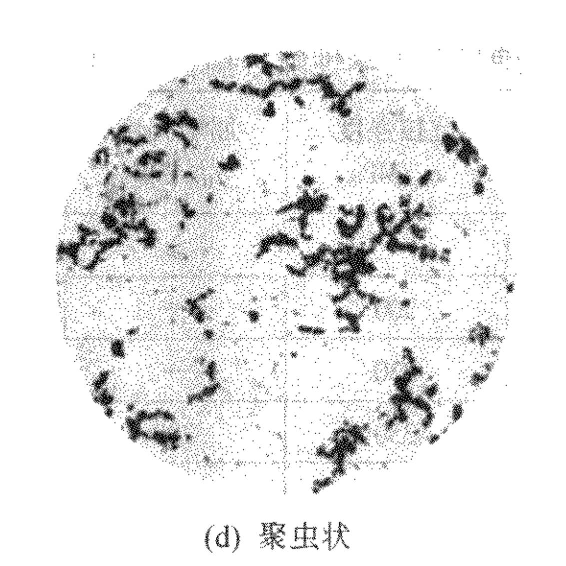
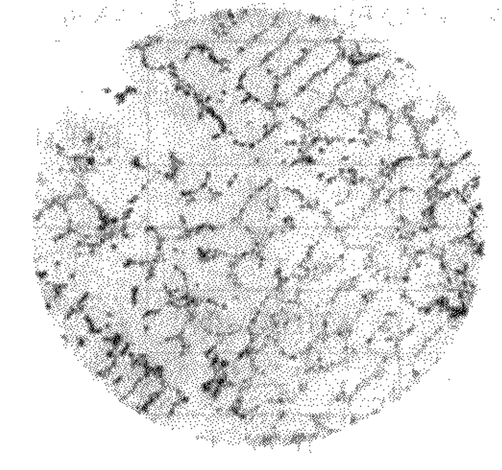

(c) 絮状

图 2.1-136 可锻铸铁的石墨形状


(d) 聚虫状


(e) 枝晶状

续图 2.1-136

可锻铸铁中，石墨通常不以单一形状出现。鉴于石墨形状对力学性能的影响，石墨形状需分级评定，见表 2.1-111 和图 2.1-137。可锻铸铁件一般应为 1 级或 2 级，不重要件可为 3 级。有时还需对石墨分布和石墨数量进行分级考核，见表 2.1-112、图 2.1-138 和表 2.1-113。

表 2.1-111 石墨形状分级（摘自 JB/T 2122—1977）

级别	说 明
1 级	石墨大部分呈团球状，允许有体积分数不大于 15%的团絮状等石墨存在，但不允许有枝晶状石墨
2 级	石墨大部分呈团球状、团絮状，允许有体积分数不大于 15%的絮状石墨存在，但不允许有枝晶状石墨
3 级	石墨大部分呈团絮状、絮状，允许有体积分数不大于 15%的聚虫状及小于试样截面积 1%的枝晶状石墨存在
4 级	聚虫状石墨体积分数大于 15%，枝晶状石墨小于试样截面积的 1%
5 级	枝晶状石墨大于或等于试样截面积的 1%

注：在未侵蚀的金相试样上评定，放大倍数为 100。

2）基体　通常可锻铸铁的基体组织为铁素体和珠光体，由淬火或等温淬火获得马氏体或贝氏体基体的零件很少。铁素体可锻铸铁中珠光体的残余量，按 JB/T 2122—1977 分为五级，见表 2.1-114。珠光体可锻铸铁尚无金相标准，可参照球墨铸铁金相检验标准 GB/T 9441—1988 评定珠光体数量。珠光体形状有片状和粒状两种，生产中以片状为常见。

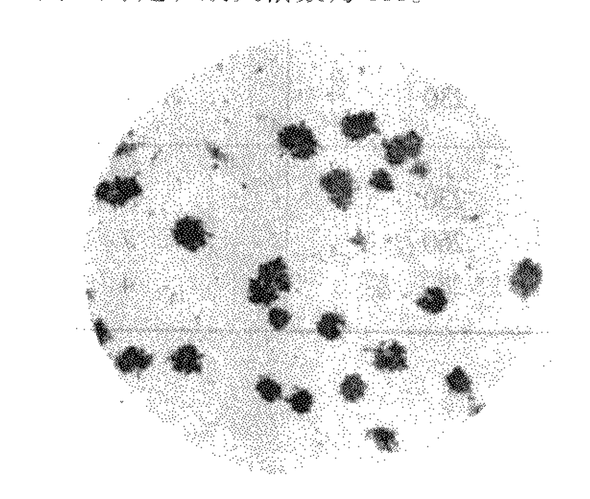
3）渗碳体　可锻铸铁坯件经过高温石墨化，渗碳体已全部或大部分分解。渗碳体残余量的体积分数以 2% 为界，可分为二级，见表 2.1-115。铁素体可锻铸铁中的残余渗碳体，应以碱性苦味酸纳溶液进行热蚀。

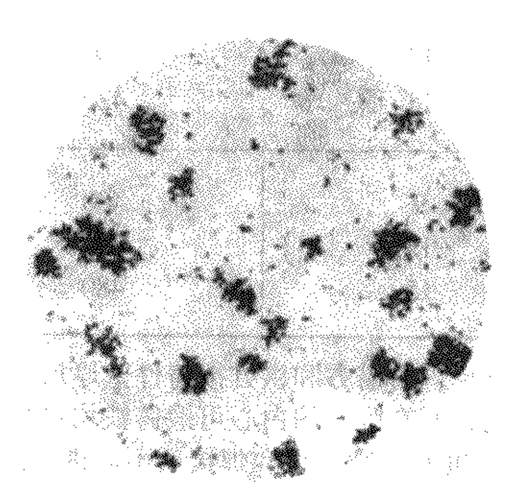
5.2 可锻铸铁的性能特点

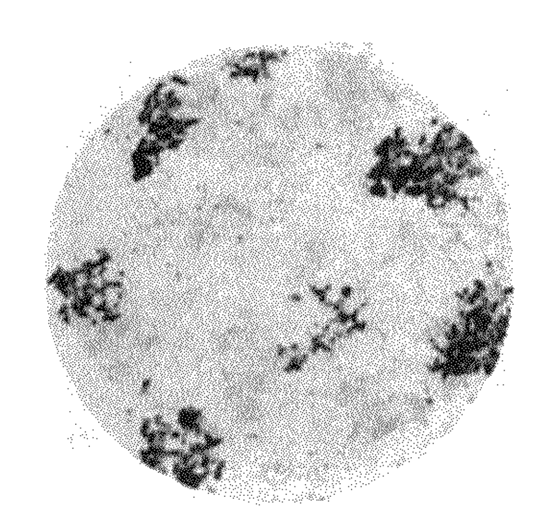
5.2.1 可锻铸铁的力学性能

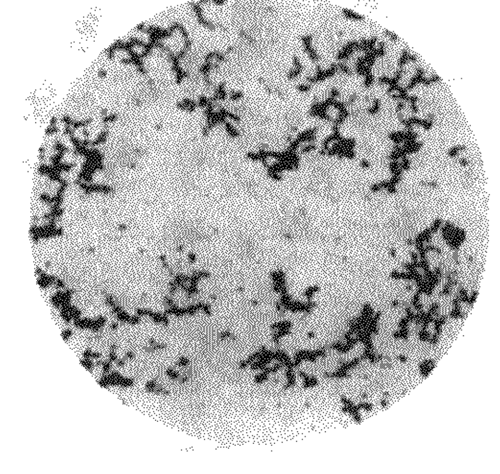
国家标准 GB/T 9440—1988 规定了可锻铸铁的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和硬度（见表 2.1-109 和表 2.1-110）。这四项性能由规定直径的铸造拉伸试棒，经退火后测定，不同的试棒直径将影响其力学性能。

可锻铸铁屈服强度与抗拉强度的比值约比碳钢的高 62%～80%，此比值随珠光体量的增加而增大。因此，黑心可锻铸铁偏于下限，珠光体可锻铸铁偏于上限。白心可锻铸铁的比值比碳钢约高 70%左右。


(a) 1级


(b) 2级


(c) 3级


(d) 4级

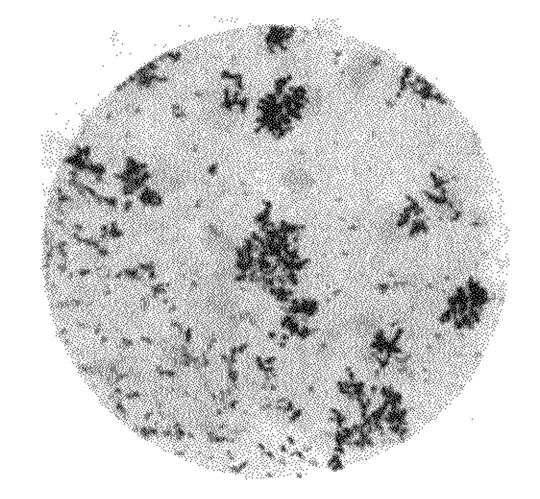

(e) 5级

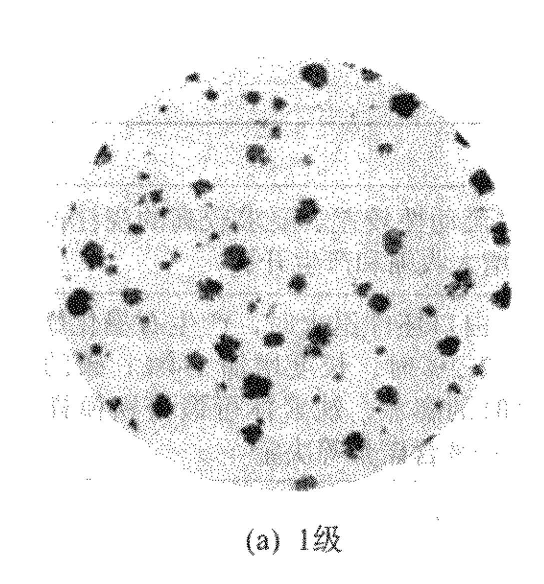
图 2.1-137 石墨形状分级

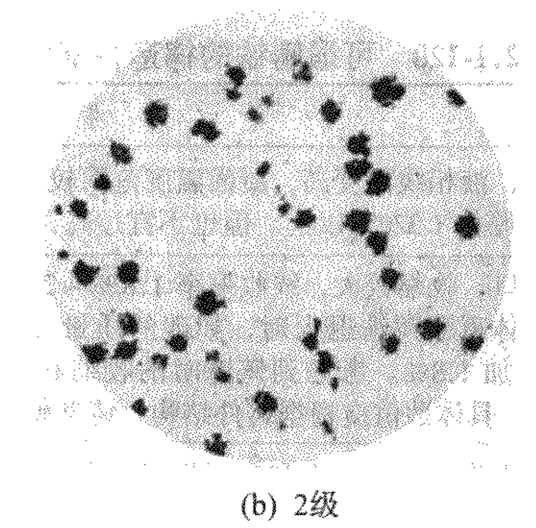
表 2.1-112 石墨分布分级（摘自 JB/T 2122—1977）

级别	说明
1级	分布均匀或较均匀
2级	分布不均匀，但无方向性
3级	有方向性

黑心可锻铸铁有良好的塑性，能承受一定的弯曲而不破坏，打弯角度可在120°以上。黑心可锻铸铁中石墨呈团絮状，大大缓和了受力状态下石墨尖端的应力集中。因此可锻铸铁在拉伸时的应力应变曲线与钢类似，遵循虎克定律。

可锻铸铁的弹性模量随抗拉强度的提高而提高，石墨的数量和紧密圆整程度以及珠光体量将影响弹性模量。弹性模量值可参阅表 2.1-116。


(a) 1级


(b) 2级

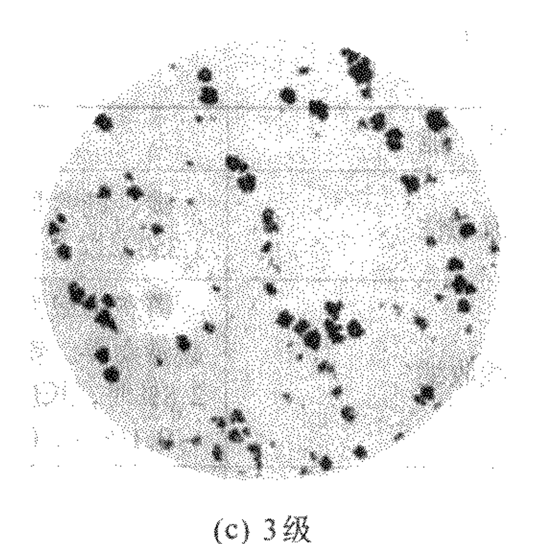

(c) 3级

图 2.1-138 石墨分布分级

表 2.1-113 石墨数量分级（摘自 JB/T 2122—1977）

级别	1级	2级	3级	4级	5级
石墨颗数/mm^{-2}	>150	>110~150	>70~100	>30~70	≤30

注：对石墨颗数级别的评定，应在未侵蚀的金相试样上进行，放大倍数为100倍。

表 2.1-114 珠光体残余量分级（摘自 JB/T 2122—1977）

级别	1级	2级	3级	4级	5级
珠光体残余量（体积分数）/%	≤10	>10~20	>20~30	>30~40	>40

表 2.1-115 渗碳体残余量分级（摘自 JB/T 2122—1977）

级 别	1级	2级
渗碳体残余量（体积分数）/%	≤2	>2

黑心可锻铸铁的泊桑比为0.25~0.28，珠光体可锻铸铁为0.26~0.28。

表 2.1-116 可锻铸铁的弹性模量

名称	黑心可锻铸铁	珠光体可锻铸铁	白心可锻铸铁
弹性模量/MPa	$1.55\sim1.70\times10^5$	$1.63\sim1.80\times10^5$	$1.50\sim1.65\times10^5$

可锻铸铁的冲击韧度 a_K（带缺口），铁素体基体为20~25 J/cm²，珠光体基体为5~13 J/cm²。

可锻铸铁的弯曲疲劳强度见表 2.1-117。铁素体可锻铸铁的疲劳比 σ_{-1}/σ_b 约为0.5，高于钢和球墨铸铁。珠光体可锻铸铁的疲劳比为0.35~0.40，与相同基体的球墨铸铁相当。铁素体可锻铸铁和珠光体可锻铸铁的缺口敏感系数（无缺口与有缺口疲劳强度之比）分别为1.30~1.67和1.20~2.00。

表 2.1-117 可锻铸铁的弯曲疲劳强度

名 称	铁素体可锻铸铁	珠光体可锻铸铁
疲劳弯曲强度 σ_{-1}/MPa	175~210	220~270

可锻铸铁常温断裂韧度 K_{Ic} 列于表 2.1-118。铁素体可锻铸铁由于铁素体韧性撕裂而发生塑性变形，使毗邻石墨处的应力集中得以松弛和减弱，因此就有一定的屈服强度值，铁素体基体的 K_{Ic} 较高。必须指出，断裂韧度受非金属夹杂物（如硫化物、氧化物）和脆性相（如 Fe_3C、磷共晶）以及缩松、晶界偏析的影响很大，应严加控制。此外，要防范石墨的过于密集和形态的变异，否则此处形成的高应力区作为断裂源将穿过晶粒、切断基体，降低断裂韧度。

表 2.1-118 可锻铸铁的断裂韧度

可锻铸铁种类	屈服强度/MPa	测试温度/℃	K_{Ic}/MPa·$m^{-1/2}$
铁素体可锻铸铁（充分退火）	230 241 251	24 19 -59	44.3 41.4 43.5
珠光体可锻铸铁（空淬+回火）	359 377 392	24 19 57	54.9 48.1 29.7
珠光体可锻铸铁（液淬+回火）	410 431 542	24 19 -58	44.6 51.7 29.8
珠光体可锻铸铁（液淬+回火）	516 552 574	24 -19 -58	54.0 38.9 39.3

5.2.2 可锻铸铁的物理性能

可锻铸铁的物理性能见表 2.1-119。其中除密度外，其

表 2.1-119 可锻铸铁的物理性能

项 目	铁素体可锻铸铁	珠光体可锻铸铁
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.2~7.4	7.2~7.4
比热容 c（0~100℃）/J·（kg·K）$^{-1}$	510.8	510.8
热导率 λ（26.7℃）/W·（m·K）$^{-1}$	50.8	50.8
线胀系数 α_1（20~200℃）/$10^{-6}K^{-1}$	10.6	13.5
电阻率（室温）ρ/$\mu\Omega$·cm	28~34	37~41
最大磁导率 μ_{max}/μH·m^{-1}	2 890	540
饱和磁感强度 B/T	1.8	<1.8
磁滞损失 P_H/J·m^{-3}·Hz^{-1}	690	1 000~1 650
剩余磁感应强度 B/T	0.54	0.65~0.85
矫顽力 Hc/A·m^{-1}	183.1	597~1 194

余各项均与温度有明显的关系。例如在427℃时，热导率仅为室温时的一半，电阻率约为室温时的两倍，线胀系数较室温时约增加52%，比热容约增加10%。铁素体可锻铸铁的磁导率很高，矫顽力和磁滞损失小，当化合碳增加时，磁导率降低，矫顽力和磁滞损失增加。利用铁素体磁导率高的特点，可对退火质量进行检查，当退火不完全，由于珠光体和自由渗碳体的存在，磁导率有明显的降低，据此可检测出退火不合格的零件。

5.2.3　可锻铸铁的工艺性能

1）铸造性能　可锻铸铁的碳、硅量低，共晶度小，铸坯又按介稳定系结晶，因此铸造性能差，铸件容易产生浇不到、缩孔、缩松和裂纹等缺陷。为此，工艺上须采取提高浇注温度、放大浇道、增高压头、加冒口、设置冷铁以及改善型砂、芯砂溃散性等措施，铸件设计上应尽量避免热节。可锻铸铁铸造性能及其特点见表2.1-120。

表2.1-120　可锻铸铁的铸造性能特点

性　能	特　点
流动性	碳、硅含量低，液相线温度高，凝固温度范围较大，故流动性较差。要求较高的浇注温度，薄壁件1 350℃以上，中厚件1 320℃以上。但也不宜过高，以免增大收缩和产生开裂
线收缩	铸态组织为白口，收缩较大，线收缩率1.8%～2.0%。白口坯件退火时，产生石墨化膨胀，其值因碳量而异。铁素体可锻铸铁退火时，如碳的质量分数为2.2%时，长度增加1.4%；碳的质量分数为2.8%时，长度增加1.8%。考虑到铸造时的收缩和退火时的膨胀，铁素体可锻铸铁模样的缩尺采用-0.1%～1.0%，具体数值应根据铸件结构、铸型硬度、铁液含碳量等决定
缩孔和缩松倾向	可锻铸铁浇注温度较高，液态和凝固收缩率高达5.3%～6.0%，结晶温度范围又宽，故易产生缩孔和缩松。当结晶过程中形成树枝状结晶和板条状共晶组织时，缩松倾向尤为突出
应力和裂纹倾向	可锻铸铁线收缩大，弹性模量大，故应力和裂纹倾向大。凝固时树枝晶发达，气体的析出、补缩困难，均助长热裂的产生

2）切削加工性能　铁素体可锻铸铁硬度低，其切削加工性能优于灰铸铁和易切削钢，是铁碳合金中加工性能最好的一种材料。珠光体可锻铸铁硬度较高，切削加工性能较差些，粒状珠光体基体较片状珠光体基体的切削加工性提高15%～20%，从而使刀具磨损减少。

白心可锻铸铁，厚度小于6 mm的铸件可完全脱碳，切削加工性能好；厚度小于12 mm铸件的心部加工也不成问题。必须指出，铁素体可锻铸铁退火产生的表皮层，由于组织不匀，常有珠光体存在，对切削加工性能是十分不利。几种黑色金属材料的切削加工性能指数见表2.1-121。

表2.1-121　几种黑色金属材料的切削加工性能指标

材　料	切削加工性能指数①/%	硬度HBS
铁素体可锻铸铁	120	110～145
珠光体可锻铸铁	90	180～200
灰铸铁（软）	80	160～193
w（C）=0.35%的铸钢	70	170～212
灰铸铁（中等硬度）	65	193～220
灰铸铁（硬）	50	220～240
美国钢铁学会BI112钢	100	179～229

①　用高速钢刀具，适当的切削液冷却，以180 m/min的切削速度切削美国钢铁学会BI112酸性转炉冷拔螺纹钢作为100%的指数为基准，以5%为一个档级。

3）焊接性能　黑心可锻铸铁件和珠光体可锻铸铁件一般不宜焊接。因为，施焊区会产生白口，性脆，在焊接应力作用下会产生开裂。如需焊接，主要用于承受拉伸、弯曲、冲击载荷较小，或者主要用于承受压缩及小扭转应力的铸件，焊前需预热铸件，焊后需保温缓冷，必要时应重新退火处理，以消除焊缝周围的渗碳体和应力。必须焊补时，可采用国标GB/T 10044—1988推荐的焊丝和焊接工艺。

白心可锻铸铁，由于表面深度脱碳为低碳钢组织，因而具有良好的焊接性能，习称可焊可锻铸铁。当焊接部分要求达到较好的拉伸性能时，建议采用KTB380-12牌号的白心可锻铸铁。

白心可锻铸铁件与钢件焊接，疲劳试验时裂纹产生在钢的部分。因此，用白心可锻铸铁与钢件组合成薄小复杂结构时，无论从工艺、成本，还是使用效果看，都是合理的。

5.3　可锻铸铁的生产

用正确的化学成分和制定合理的退火规范，是保证可锻铸铁性能和缩短退火时间的两个重要方面。这两方面往往有一定的联系，故应以综合考虑。

5.3.1　白口坯件的获得

（1）化学成分的选定

化学成分是决定可锻铸铁力学性能和热处理时间的主要因素。选择可锻铸铁化学成分时，应充分考虑以下原则：

1）保证铸态宏观断口为白口，不得有麻口和灰点，否则业已存在的片状石墨将严重恶化退火碳的形态；

2）有利于石墨化退火，缩短退火周期；

3）有利于提高力学性能，并满足金相组织的要求；

4）保证有必要的铸造性能。

各元素的作用和化学成分范围如下。

1）碳　碳的含量增加会加快石墨化速度，但也增加了需要分解的渗碳体数量，因而总的说来，含碳量对第一阶段石墨化无多大影响。在第二阶段石墨化时，因为需要分解的共析渗碳体数量不随含碳量而变，故含碳量增高时能加速第二阶段的石墨化速度，如图2.1-139所示。

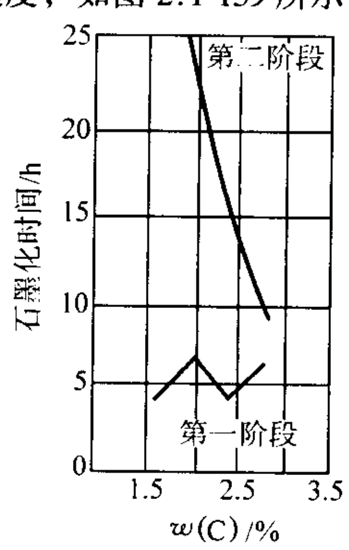


图2.1-139　含碳对石墨化时间的影响

从对力学性能的影响来看，含碳量增加，可锻铸铁的强度及塑性相应下降，这是不利的，故不希望含碳量过高。但

含碳量过低，会恶化铸造性能，如流动性下降，形成缩孔和缩松的倾向增大，同时还受熔炼条件的限制。因此，国内用冲天炉生产可锻铸铁的工厂多数把碳的质量分数控制在 2.4% ~ 2.8%之间，用冲天炉生产高牌号（KTH370 - 12）可锻铸铁的工厂，大多把碳的质量分数控制在 2.4% ~ 2.6%的范围内。

2）硅　硅比碳更有利于缩短退火时间，含硅量增加既加速第一阶段石墨化，又加速第二阶段石墨化，见表 2.1-122。

表 2.1-122　硅对第一、第二阶段石墨化时间的影响

铸铁中硅的（质量分数）/%	第一阶段、第二阶段石墨化时间	
	910 ~ 920℃保温时间/h	740 ~ 700℃保温时间/h
1.3 ~ 1.4	8 ~ 9	18 ~ 20
1.4 ~ 1.6	6 ~ 7	16 ~ 18
1.7 ~ 1.8	5 ~ 6	15 ~ 17

注：可锻铸铁成分：w（C）= 2.4% ~ 2.6%，w（Mn）= 0.45% ~ 0.65%，w（S）= 0.16% ~ 0.23%。

因此，在保证得到白口组织的前提下，适当提高硅量是有利的。但过高的含硅量将使可锻铸铁的塑性和韧性降低，特别在低温下出现脆性。在不加入铋、碲、锑等微量反石墨化元素的普通可锻铸铁中，含硅量一般控制在 1.4%（质量分数）以下。质量分数大于 1.4%会出现麻口组织，降低退火后的力学性能。

3）碳、硅总量　一般可锻铸铁中碳、硅总量常控制在 3.8% ~ 4.2%（质量分数）之间。希望碳较低些，硅量可适当放宽。炉前如加锑、铋等反石墨化微量元素，或在含硫量较高的情况下，硅量可以适当提高。

4）锰和硫　铁素体可锻铸铁对这两个元素都要限制。锰的质量分数控制在不小于 0.5% ~ 0.7%（与硫量有关），硫的质量分数限制在 0.20%以下。锰硫比在可锻铸铁生产中是受重视的一个因素。当 Mn/S = 4 ~ 5 时，团絮状石墨比较粗松，强度性能较低，Mn/S = 2 ~ 3 时，团絮状石墨渐趋紧密，力学性能相应提高。一般 Mn/S 控制在 2.5 左右为宜。

5）磷　磷对可锻铸铁固态石墨化的影响不大，可以忽略不计。但从对力学性能的影响看，磷量不宜过高，过高会使可锻铸铁在低温下的冲击韧度降低。尤其是在含硅量较高的情况下，高磷更易引起脆性断裂。由图 2.1-140 可见，随着硅、磷含量的提高，脆性断裂的危险增加；含磷量越高，不出现脆性所容许的硅量则越低。第一汽车集团公司为确保汽车在零下 40℃安全行驶，规定硅、磷的总质量分数为：Si + 6P≤1.9%。若硅的质量分数提高到 1.35% ~ 1.50%，磷的质量分数必须控制在 0.05% ~ 0.07%范围内。总之，为保证可锻铸铁的冲击韧度，含磷量应尽可能低些。

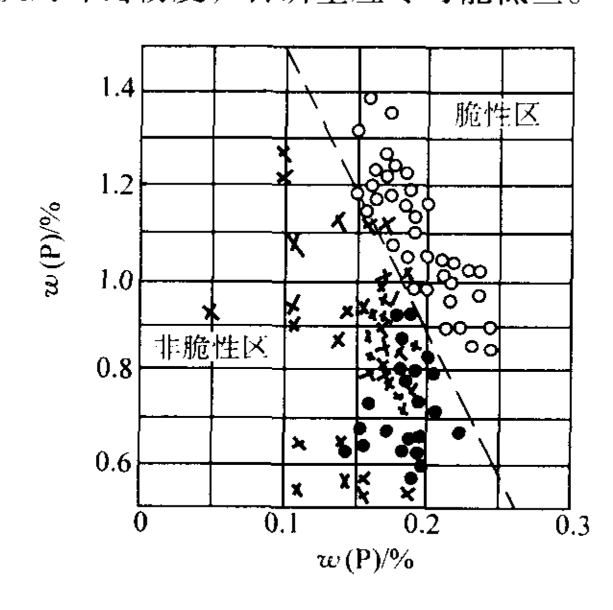


图 2.1-140　硅、磷对可锻铸铁脆性的影响

需要特别提出注意的是：在可锻铸铁生产中应严格防止铬、钛、钨等强碳化物形成元素的进入，即使有极少量的这类元素混入铁液，就会使渗碳体的稳定性大为增加，从而使渗碳体在石墨化退火过程中分解困难，甚至变得不可能。因此，在熔炼可锻铸铁铁液时，要加强对炉料的管理，严防含这类元素的合金钢混入炉料。

综上所述，在实际生产中黑心可锻铸铁的基本化学成分见表 2.1-123。

表 2.1-123　黑心可锻铸铁牌号与化学成分的关系

牌　号	采用一般工艺时元素的质量分数/%					采用 Al - Bi 孕育处理时元素的质量分数/%				
	C	Si	Mn	P[①]	S	C	Si	Mn	P[①]	S
KTH300 - 06	2.7 ~ 3.1	0.7 ~ 1.1	0.3 ~ 0.6	< 0.2	0.18	2.75 ~ 2.95	1.25 ~ 1.45	0.35 ~ 0.65	< 0.12	≤0.25
KTH330 - 08	2.5 ~ 2.9	0.8 ~ 1.2	0.3 ~ 0.6	< 0.2	0.18	2.65 ~ 2.85	1.35 ~ 1.55	0.35 ~ 0.65	< 0.12	≤0.2
KTH350 - 10	2.4 ~ 2.8	0.9 ~ 1.4	0.3 ~ 0.6	< 0.2	0.12	2.45 ~ 2.65	1.45 ~ 1.65	0.35 ~ 0.65	< 0.12	≤0.15
KTH370 - 12	2.2 ~ 2.5	1.0 ~ 1.5	0.3 ~ 0.6	< 0.2	0.12	2.35 ~ 2.55	1.55 ~ 1.75	0.35 ~ 0.65	< 0.12	≤0.10

① 尽可能控制 w（P）≤0.1%。

（2）对熔炼的要求

为了获得指定牌号的可锻铸铁件，首先要得到合格的白口铸件毛坯。可锻铸铁铁液的化学成分特点是碳当量较低，为了获得低碳铁液，除在铁料的配比上降低碳、硅的含量外，在冲天炉熔炼的条件下，还应采取强有力的措施防止铁液在熔炼过程中大幅度增碳，如采用浅炉缸（≤250 mm）带前炉的冲天炉结构；熔化操作时适当加大风量等有利于脱碳因素的操作方法。

此外，由于低碳铁液的熔点较高，流动性及充型能力均较差，加之可锻铸铁件多数为薄壁小件，故要求铁液有高的出炉温度。这是可锻铸铁熔炼时应注意的第二个方面。为此，在大量生产高质量可锻铸铁件时，以采用冲天炉—电炉双联熔炼的方法为宜。

（3）可锻铸铁件的工艺特点

可锻铸铁由于碳低、硅低，铸铁为白口组织，凝固时没有石墨析出，所以凝固时收缩较大，易产生缩孔、缩松、断裂等缺陷。因此，在进行可锻铸铁的工艺设计时，应特别注意冒口及冷铁的设置，以增强补缩能力。可锻铸铁的线收缩率约为 1.4% ~ 1.8%，薄件较大些。

1）浇注系统　可锻铸铁的浇注系统大多采取铁液经直浇道、横浇道、暗冒口然后进入铸件的方式。在横浇道上设置集渣包，集渣包后的横浇道面积要小，以增加挡渣能力。浇道各部尺寸的参考数据为 $A_{直}:A_{横}:A_{横(最小)}:A_{内}$ = （1.5 ~ 2.5）：（1.5 ~ 2.0）：1：（1.5 ~ 2.0）。典型的浇注系统如图 2.1-141 所示。

2）凝固收缩及线收缩量大　由于凝固时呈全白口组织，因而凝固收缩及线收缩皆大于灰铸铁。所以要求可锻铸铁的铸型和型芯有较好的退让性，设计冒口时习惯上常采用暗冒口，冒口的大小可根据工艺设计中的一般原则通过实践加以确定。

3）流动性差　可锻铸铁铁液流动性较灰铸铁差，因此要求铁液有较高的出炉温度和浇注温度，浇注温度一般不低

于1 360℃。由于浇注温度高，要求型砂的耐火度高，由于流动性差，因而要采取措施以防出现冷隔、浇不到及夹渣等缺陷。

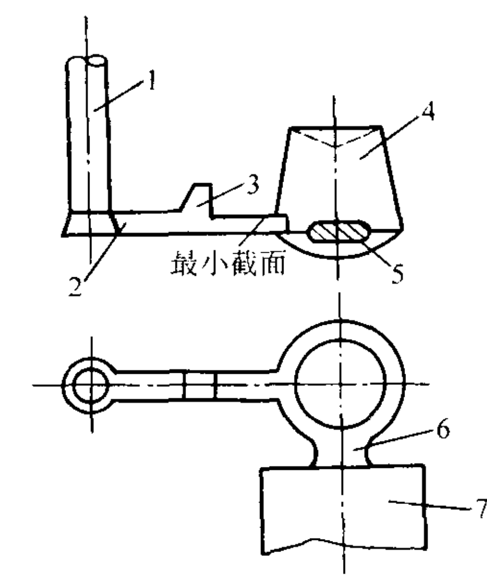


图 2.1-141　可锻铸铁白口坯件的典型浇注系统

1—直浇道；2—横浇道；3—集渣包；4—暗冒口；5—内浇道；6—冒口径；7—铸件

4）易出现皮下气孔　由于白口铁液比灰铸铁铁液的含气量要高，加上黏度较大，因而使铸件易产生气孔，特别是皮下气孔。为此，除要求型砂的含水量要低，以及具有足够的透气性外应适当的提高浇注温度。

为保证铸件质量，一般要求铸件具有全白口组织，炉前常浇注工艺试样（圆棒、圆柱阶梯试棒及矩形阶梯试块等）观察断口，进行检查。如试棒中部产生灰点，表明碳、硅量较高，应根据断口情况，浇注壁厚较薄的铸件。试棒直径或厚度则根据铸件的壁厚而定。

5.3.2　退火过程及控制

（1）铁素体可锻铸铁的退火过程

铁素体可锻铸铁退火过程可根据其组织转变，用图2.1-142所示的退火曲线及组织变化示意图来说明。其过程可分如下5个阶段。

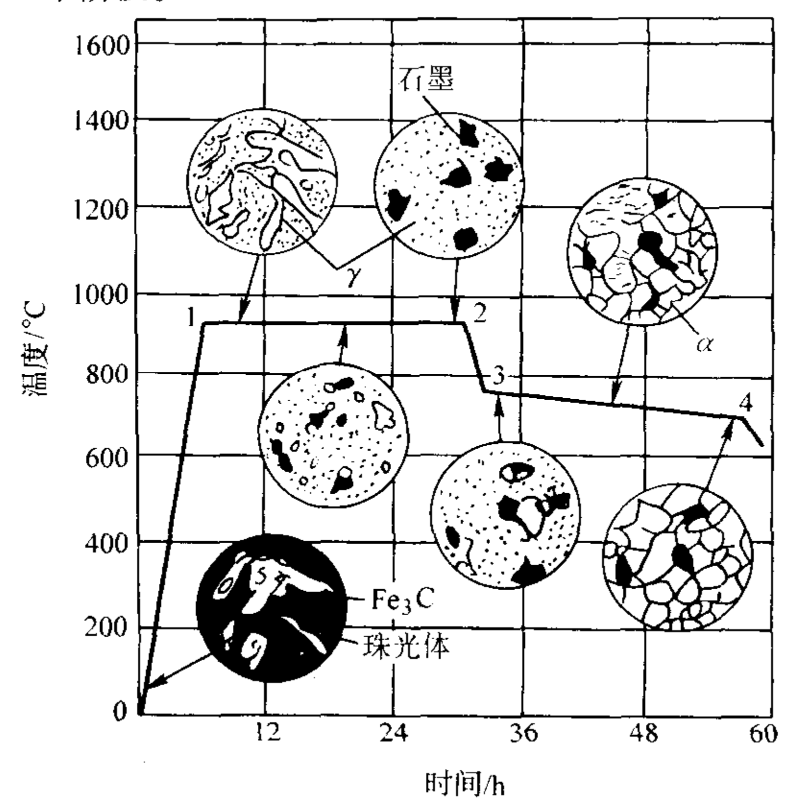


图 2.1-142　退火曲线及组织变化示意图

1）升温阶段（0-1）　1点的温度一般为950℃左右或更高些，此时组织由珠光体加莱氏体转变成奥氏体加莱氏体。

2）石墨化第一阶段（1-2）　在第一阶段保温，自由渗碳体不断溶入奥氏体而逐渐消失，团絮状石墨逐渐形成。第一阶段结束时（到2点），组织为奥氏体加团状石墨。这个阶段的时间长短以自由渗碳体能全部分解为准，过长无实际意义。

3）中间冷却阶段（2-3）　指从高温冷却到共析温度稍下的温度（710~730℃的范围）的阶段。随着温度的降低，奥氏体中碳的溶解度减少，过饱和的碳自奥氏体中脱溶，附着在已生成的团状石墨上，使石墨长大，由于一直冷至共析点下，故3点时组织转变为珠光体加团状石墨。该阶段冷得太慢会延长退火时间，太快会出现二次渗碳体。

4）第二阶段石墨化（3-4）　在共析温度稍下（710~730℃）处保温，可使共析珠光体逐渐分解成铁素体和石墨，石墨继续向已有的团状石墨上附着生长，到4点时组织为铁素体加团状石墨，这个阶段时间的长短根据珠光体是否分解完毕而定。

这个阶段也可采用从780℃左右开始逐步缓慢冷却，通过共析区域的方式进行，一般以3~5℃/h的冷却速度通过共析转变温度区，奥氏体直接转化为铁素体加石墨。这一方法，石墨化速度可较快些，但控制冷速是很重要的。

5）冷却阶段（4-室温）　到4点以后，再继续保温并不发生组织上的变化，可用较快速度冷却。为防止回火脆性，到500~600℃时即可出炉空冷。至此，整个退火过程即告结束。

（2）珠光体可锻铸铁的退火过程

珠光体可锻铸铁在化学成分上和铁素体可锻铸铁相比仅有很少差别，即稳定珠光体元素的含量稍高，如可把锰的质量分数提高至0.8%~1.2%左右，有时可加入锑（w（Sb）= 0.005%~0.01%）、锡（w（Sn）= 0.05%~0.10%）及铜（w（Cu）=0.8%~1.2%）等稳定珠光体的合金元素。

在热处理规范上有以下几种。

1）第一阶段石墨化后，随炉冷至820~880℃即出炉空冷，得片状珠光体可锻铸铁。

2）第一阶段石墨化后，随炉冷至680℃，保温6~8 h，在化学成分上珠光体的稳定作用较强的条件下（如含有微量锡、锑、或铜、锰量较高时），可得粒状珠光体可锻铸铁。此时其韧性和韧性可较普通珠光体基体的高。

3）第一阶段石墨化后淬火成马氏体，再高温回火（590~630℃）成回火粒状珠光体，此时伸长率也较高，如抗拉强度为550~650 MPa时，断后伸长率为4%~7%。

（3）白心可锻铸铁的退火

将白口铸坯和氧化铁（铁矿石、轧钢或锻钢的鳞屑）一起装入退火箱，在炉中加热到比黑心可锻铸铁第一阶段石墨化更高的温度（如1 000~1 050℃），并进行长时间的保温（高温阶段保温40~70 h），以使铸件发生从表面向中心的逐层脱碳过程，从而使铸件韧化。

（4）可锻铸铁用退火炉及退火过程控制

无论何种可锻铸铁，要完成退火过程必须要有退火炉及必须的控制设备。退火炉按所用燃料不同，有煤块、煤粉、煤气、重油和电炉等退火炉；按操作制度不同，有连续式和周期式两种退火炉。目前，我国大部分工厂多采用周期式退火炉。

由于可锻铸铁的退火过程是将白口铸坯在具有中性炉气（白心可锻铸铁为氧化性炉气）条件的气氛中进行，因此除将铸坯装在密封的退火箱内外，应尽量使炉气与外界大气隔绝。此外作为室式退火炉，要求炉内不同位置处的温差尽量小，以避免放置在炉内不同部位的铸件发生退火不充分或过烧现象，并要求能对升温、降温速率及保温阶段的温度进行准确的控制。

退火过程的控制和检查主要有炉温控制和试样检查两项内容。炉温一般用镍铬-镍铝热电偶进行测量，按退火要求进行控制和调整。试样检查主要在退火过程中定期从炉内抽取试样，观察断口或金相检查，以判断每个阶段完成情况，从而决定能否进行下一阶段的操作。试样厚度最好与同炉退火的重要铸件的主要壁厚相同。退火时，试样装在小箱内，

安放在炉壁取样孔处，其安置部位力求能反映全炉情况。

5.3.3 固态石墨化原理

(1) 石墨核心的形成及长大

可锻铸铁的固态石墨化能否进行，取决于渗碳体的分解及石墨形核、成长的热力学和动力学条件。根据实际系统中渗碳体自由能变化的计算，渗碳体从室温到高温都是不稳定的。从热力学观点看，渗碳体从室温到高温的很大范围内都能够分解，但渗碳体的分解能否不断进行以及石墨化过程能否最终完成，则在很大程度上取决于渗碳体分解后碳原子的扩散能力和可能性，旧相消失、新相形成的各种阻力因素等动力学条件。

从形核动力学的角度来看，为避免石墨形核时所需的较大的势垒，希望借助于一些现存的"基底"，如各种固有的硫化物、氧化物等夹杂物微粒，包括一些未熔石墨微粒。此外，在渗碳体与周围基体组织的相界上，由于原子排列散乱而存在较多的空位等晶体缺陷，这些场所将为石墨的形核提供良好的条件。因而，通常石墨晶核易于在缺陷处形成。

一旦石墨晶核形成后，在渗碳体与石墨之间的奥氏体中就形成了平衡的浓度差。由图2.1-143可见，在温度 t 下，石墨边界上奥氏体的平衡含碳量为 $E'S'$ 线上的 b 点，而渗碳体四周的奥氏体的平衡含碳量为 ES 线上的 a 点，这种奥氏体中碳浓度差 $C_a - C_b$ 的存在使得碳原子从渗碳体－奥氏体界面向石墨-奥氏体界面扩散。由于扩散的结果，渗碳体－奥氏体界面上的碳浓度低于 a 点，使得碳原子不断从渗碳体界面溶入奥氏体，这样又在奥氏体内部造成碳的浓度差，因此又造成碳原子从奥氏体向石墨核心上不断析出的条件。只要在高温保持有足够的时间，通过奥氏体不断地溶入和析出的过程，可以一直进行到渗碳体分解完毕。此时奥氏体内的成分即可达到均匀（相当于 b 点），高碳相由渗碳体全部转变成团状石墨，至此第一阶段石墨化即告完成。

以上渗碳体的溶解和石墨的生长可用图2.1-144示意地说明。在退火过程中渗碳体不断地溶解，石墨不断地长大，直至渗碳体全部溶解完毕，此时第一阶段石墨化过程即告完成。

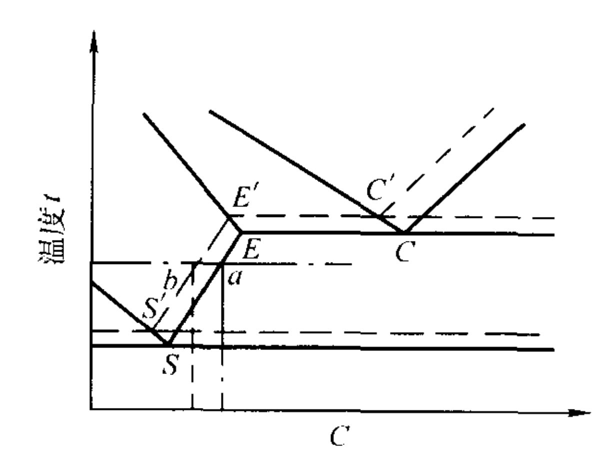


图2.1-143 局部铁－碳双重状态图

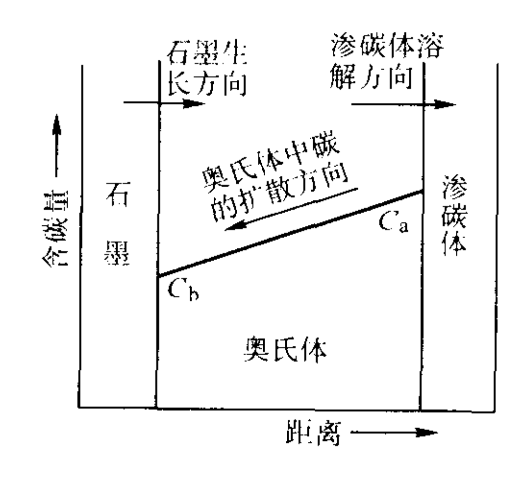


图2.1-144 石墨化过程中碳在奥氏体中的扩散示意图

在第一阶段石墨化完成后，如果缓慢冷却到第二阶段石墨化温度，则奥氏体中原来的碳量（b 点）便成为过饱和，于是要继续析出石墨，奥氏体中含碳量沿 $E'S'$ 变化，析出的碳量结晶在已有的石墨上。

如果冷却快，则过饱和的碳会以二次渗碳体的形式析出，往往在晶粒边界呈网状分布，显著降低了铸铁的力学性能。

第二阶段石墨化有两种方式：

奥氏体直接分解：当温度降至共析温度范围内时，奥氏体、铁素体、石墨三相共存，奥氏体-铁素体界面上的碳量高于石墨－铁素体界面上的碳量，在铁素体内有碳的浓度差，造成了碳不断从奥氏体界面通过铁素体向石墨界面扩散的条件，使石墨晶体长大，在缓慢冷却过程中奥氏体逐步转变为铁素体。

通过珠光体分解：在略低于共析转变的温度保温，奥氏体先转变为珠光体，在保温过程中，碳原子自珠光体中的共析渗碳体经过铁素体向石墨扩散，共析渗碳体逐渐分解为铁素体加石墨。

由于第二阶段石墨化所处温度较低，碳原子扩散速度慢，所以保温时间要比第一阶段石墨化的时间长得多。

(2) 石墨析出的形状

在可锻铸铁的退火过程中，石墨是在四周与奥氏体接触的条件下长大的。在一般的退火温度下（<1 000℃），碳原子在奥氏体中的扩散速度较缓慢，低于该温度下石墨各个结晶面上可能达到的结晶速度，因而各个方向来的碳原子都能在石墨的各个结晶面上堆集，促使石墨在各个结晶面上较均匀地成长。由于碳原子在石墨晶核各个方向上的扩散速度大致接近，因此石墨晶核在各个方向上长大的速率几乎相等，结果使析出的石墨呈团絮状。由此可见，碳原子的扩散速度便成了石墨生长过程的限制环节。因此，如果因某种因素改变了石墨晶核各个方向上的扩散速度；或者由于某种原因在石墨晶核的某一方向造成了容易生长的条件（如低熔点杂质的局部熔化）；或者由于碳原子扩散速度过快，则都会促使退火石墨的紧密程度降低，即石墨的分枝程度加大。在生产实际中，由于退火温度过高或硅量过高等原因，常常得到鸡爪状石墨，其原因大致如上所述。

(3) 影响石墨化过程的主要因素

从上述讨论可看出，固态石墨化过程由4个步骤组成：

1) 在奥氏体晶界上形成石墨晶核；
2) 渗碳体不断向奥氏体内溶解；
3) 碳原子由渗碳体-奥氏体界面（高浓度区）向石墨-奥氏体界面（低浓度区）扩散；
4) 碳原子向石墨核心沉积，即石墨长大。

在4个步骤中，有两个起主导作用，一是析出石墨核心的数量，二是碳原子的扩散。析出核心数越多，碳原子的扩散距离可越短，因此第一、第二阶段石墨化便越快。表2.1-124是某厂的试验资料。

表2.1-124 石墨核心数与退火时间的关系

石墨核心数/个·mm^{-2}	10	20	40	100	200
第一阶段所需时间/h	67	3.5~5	2~3.5	1~2.5	0.5~1.5
第二阶段所需时间/h	16~22	9~14	5~9	2~5	1~3

采用细化初晶组织、孕育处理或其他措施，使奥氏体和渗碳体的相界面增多，可达到增加石墨核心、缩短退火周期的目的。此外，提高退火温度也有增加核心之效。

扩散速度主要受两个因素的影响：一是温度，温度越高，碳原子扩散速度越快，但温度过高，将使石墨形状恶化；另一个是化学成分，促进石墨化的元素，例如硅能使碳原子的扩散能力加大，因此能加快石墨化退火的速度。例如，当硅的质量分数为0.9%时，第一、第二阶段石墨化时间分别为12 h及50 h，如果将硅的质量分数提高到1.5%，

则两个阶段退火时间分别缩短到3.5 h和11 h。因此在提高元素含量以加速碳原子扩散速度的同时，怎样仍能保证铸件得到纯白口组织，是近年来可锻铸铁广泛研究的课题之一。

5.3.4　加速可锻铸铁石墨化的措施

加速可锻铸铁石墨化退火的过程，对缩短可锻铸铁退火周期，降低成本起到重要的作用。因此，在人们进行过大量的工作，主要可归结为下述两方面。

（1）一般措施

根据前述关于影响石墨化退火主要因素的分析，综合已有的经验，可以从以下几个方面采取措施。

1）正确选定铁液成分。即保证铸态全白口的前提下，碳、硅含量特别是硅量不宜过低，条件允许时应尽可能高些。此外注意控制合适的Mn/S比。

2）适当提高退火温度，特别要注意炉内各部分温度分布的均匀性，这样既可加快碳原子的扩散，又可增多石墨晶核的数量。但退火温度不宜过高，否则石墨形状恶化，导致力学性能降低。

3）增加铸件凝固时的冷却速度。如使用金属型浇注白口毛坯，可细化初晶组织，使渗碳体-奥氏体界面增加，增加石墨可能形核的位置，同时又允许铁液中有较高的碳、硅含量而不致在铸件心部出现麻点，从而可加速石墨化，缩短退火周期。

4）正确设计和选用退火炉，使铸件能均匀而迅速地加热和冷却，如能选择电炉退火，则更可使炉温均匀，避免局部低温处铸坯石墨化速度慢而拖延整炉铸坯的石墨化过程，同时升温速度也较快。

（2）孕育处理

在可锻铸铁生产中，在铁液烧注白口铸坯时，对铁液进行有效的孕育处理，是目前在实际生产中应用最多也是最有效的加快可锻铸铁石墨化的措施。

1）孕育处理的目的及作用　可锻铸铁孕育处理的目的是：促进铁液在一次结晶时形成渗碳体组织，而在随后的石墨化退火过程中对石墨的形成没有影响或促进石墨的形成。因此，孕育剂的选择原则是和灰铸铁和球墨铸铁完全不同的。

孕育剂可以用单一元素（如纯铋、铝），也可用几个元素联合，后者称为复合孕育处理。复合孕育剂的配合原则应该是：一种元素主要起增加石墨晶核、缩短碳原子扩散距离、加速石墨化过程的作用，但在凝固时对铸铁的石墨化没有强烈的促进作用，以避免在厚断面中出现麻点（如硼属此种元素）。另一种元素应有强烈地阻碍凝固时的石墨化作用，这样可以允许选择较高的硅量；这样在厚断面中不致因硅量较高而出现麻点，同时这个元素又要对退火时的石墨化没有很强烈地阻碍作用（如铋属此种元素）。这样，经复合孕育处理后，既能保证在凝固时得到全白口组织，又能加速石墨化过程，从而缩短退火时间。

近年来国内外研究用稀土元素铈、镧、钕、镨等作为可锻铸铁的孕育剂，取得了良好的效果。用稀土元素对铁液进行孕育处理，能在铁液中形成大量的硫化物及硫氧化物，在铸铁凝固后再进行固态石墨化过程中，这些化合物可以作为析出石墨的核心，从而加速退火过程。孕育剂中常用元素的作用见表2.1-125。

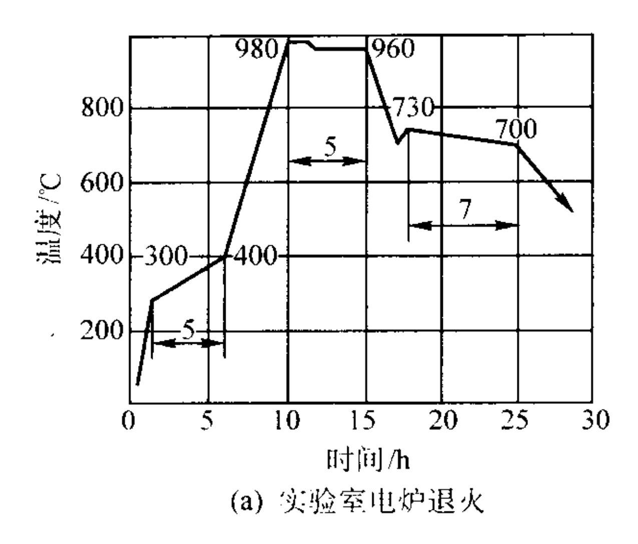
表2.1-125　可锻铸铁常用孕育元素的作用

元素名称	作　用	加入形式
铋	1）铸件凝固时强烈阻碍石墨化。加锡后可扩大铸件的壁厚范围，或允许提高铁液的硅量 2）对退火的影响甚少 3）易挥发，处理后应在6~8 min内浇完	铋
铝	1）脱氧固氮，解除了氧、氮反石墨化退火作用 2）Al_2O_3细化奥氏体晶粒，增加了奥氏体与碳化物的比表面，利于石墨形核 3）AlN等能在退火时起石墨化核心作用 4）退火升温阶段，在300~450℃作低温保温，可增加石墨化核心 5）增强铋的白口化作用 6）铝加入过多，铸坯易生氢导致针孔，并在退火组织中出现石墨的串状密集分布，降低力学性能	铝
硼	1）微量的硼对凝固结晶无影响 2）固氮能力强，生成的BN是石墨化晶核。硼促进退火石墨化，对第二阶段石墨化尤为明显 3）硼的核心作用比铝强，退火时形态优于加铝的情况	硼铁
硅	1）引起硅的浓度起伏，降低退火时渗碳体稳定性，加速第一阶段石墨化。对第二阶段石墨化也有一定好处 2）加入量过多，会出现灰点	硅铁
稀土	1）脱氧、脱硫及除气，消除了它们不利于石墨化退火的作用 2）稀土的硫氧化物作为石墨化晶核，可加速第一阶段和第二阶段石墨化退火 3）显著提高铁液流动性，减少缩松倾向	稀土硅铁
钡	1）有一定的脱氧能力 2）依靠组织中高度分散的BaC_2，促进退火碳的形成。第一阶段石墨化完成后取样观察，石墨外即有相当多的铁素体环，因而对于铁素体可锻铸铁的第二阶段退火有利	钡硅铁

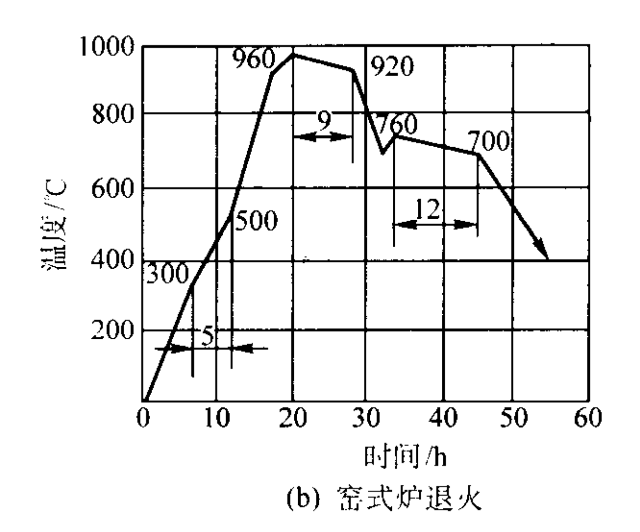
目前，广泛采用的有：低温时效和加铝孕育、铋-铝、硼-铋、硼-铋-铝、高硅-铋或铋-锑以及稀土-铋复合孕育处理等方法，其原理是一样的。孕育剂一般加在浇包底部，然后冲入铁液。

2）低温时效和加铝孕育　这是一种过去常用的快速退火措施。在炉前用铝孕育，铝的加入量控制在0.01%~0.015%（质量分数）之间，这种加铝孕育过的铁液浇成铸件后，在热处理时先在300~500℃温度范围内保温4~5 h，然后再继续升温进行第一、第二阶段石墨化。这种加铝孕育处理后的铸铁在低温保温（时效）时，石墨晶核会有明显的增加。试验证明，低温处理和加铝孕育配合起来，对增加石墨晶核、缩短退火周期效果较为显著。但加铝量不能过高，

否则会在铸件中心出现灰点，使石墨形状变坏，力学性能下降。图 2.1-145 是实际退火曲线。



(a) 实验室电炉退火



(b) 窑式炉退火

图 2.1-145 低温时效和加铝孕育处理的可段铸铁退火曲线

3) 铋、铝，硼、铋和硼、铋、铝复合孕育 铋在铸态时具有强烈阻碍石墨化的能力，在生产厚壁可锻铸铁件时，加入铋可以保证铸态得到白口组织，硼和铝的作用相似，可以加速第一、第二阶段石墨化速度。以铋、铝，硼、铋、铝组成的复合孕育剂对铁液进行孕育处理，在生产上都有采用，可提高力学性能（由于晶核增多、石墨团细化），并有缩短退火周期的效果。表 2.1-126 和图 2.1-146 是用铋-铝复合孕育时的实例。

表 2.1-126 铋-铝孕育可锻铸铁化学成分

铸件壁厚 /mm	元素质量分数/%					孕育剂质量分数/%		熔炼方法	牌 号
	C	Si	Mn	P	S	Bi	Al		
7 ~ 50	2.4 ~ 2.6	1.55 ~ 1.75	0.5 ~ 0.7	<0.1	0.20 ~ 0.25	0.003 ~ 0.006	0.003 ~ 0.006	冲天炉	KT370 - 12
4 ~ 50	2.55 ~ 2.75	1.35 ~ 1.50	0.35 ~ 0.50	0.05 ~ 0.07	<0.15	0.007	0.012	冲天炉、电炉双炼	KT370 - 12

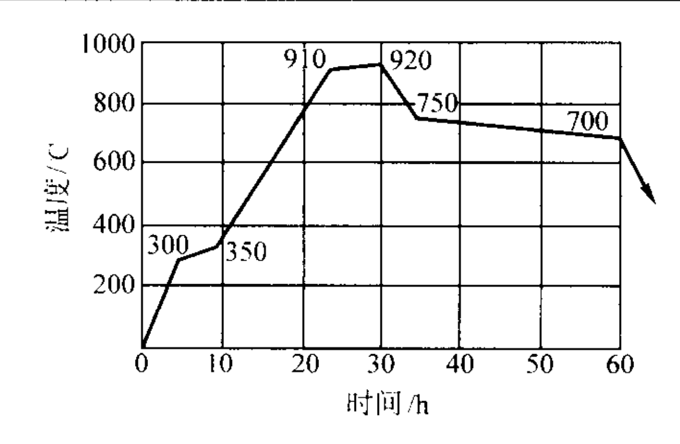


图 2.1-146 铋-铝孕育的可锻铸铁退火曲线

由于炉前加铋-铝复合孕育，提高了促进白口生成的能力，因此铁液中硅的质量分数可提高到 1.40% ~ 1.75%。Mn/S 控制在 2.5 ~ 3.5 或 w（Mn）= 1.7S +（0.1% ~ 0.2%）之间。用铋-铝复合孕育，仍需低温时效配合，以增加石墨晶核。如果采用快速加热，则效果减弱，同时厚薄断面的石墨晶核数相差较大。

硼的作用和铝相似，但硼能克服铝必须要低温处理的缺点，在快速升温的条件下，硼也能增加石墨晶核数，而厚薄断面的石墨晶核数相差较小。

4) 硅系复合孕育剂和高硅加铋 在可锻铸铁中用硅组成复合孕育剂应用较多，硅是强有力的石墨化剂，在退火过程中起增加石墨晶核及加速碳原子扩散的作用。为抵偿硅在铸态时促进石墨化的作用，常加入反石墨化元素与之配合成复合孕育剂，经常采用的是硅-铋复合孕育剂，对提高力学性能及缩短退火周期皆有效果。

硅-铋复合孕育的原铁液化学成分、孕育剂加入量和力学性能的关系见表 2.1-127。一般认为原铁液（质量分数）C2.40% ~ 2.65%，Si1.1% ~ 1.3%，孕育剂（FeSi75 硅铁）的质量分数在 0.4% ~ 0.7% 之间，终硅量的质量分数在 1.5% ~ 1.9%，Mn/S = 2.5 左右时比较合适。

表 2.1-127 硅-铋复合孕育可锻铸铁的化学成分

序号	元素（质量分数）/%					孕育剂（质量分数）/%		最终硅量（质量分数）/%	最终铋量（质量分数）/%	炉前检验	力学性能	
	C	Si	Mn	S	Mn/S	Bi	Si - Fe				σ_b/MPa	伸长率/%
1	2.59	1.10	0.395	0.189	2.1	—	—	1.10	—	ϕ30 白	334.5	9.65
2	2.59	1.10	0.395	0.189	2.1	0.006 5	0.48	1.52	0.002 4	ϕ30 白	366.5	15.43
3	2.59	1.10	0.395	0.189	2.1	0.006 5	0.61	1.72	—	ϕ40 白	366	16.85
4	2.59	1.10	0.395	0.189	2.1	0.006 5	0.80	1.89	—	ϕ30 白	371.0	14.33
5	2.75	1.19	0.45	0.19	2.37	0.006 5	0.61	1.66	0.002 7	ϕ40 白	374	16.0
6	2.75	1.19	0.45	0.19	2.37	0.006 5	0.80	1.88	0.003 2	ϕ30 白	392	16.4
7	2.75	1.19	0.45	0.19	2.37	0.006 5	0.9	1.98	0.002 6	ϕ40 白	370	12.3

硅-铋复合孕育能显著改善退火石墨的形状，能使大部分石墨呈团球状，单位面积石墨数量能增加 3 ~ 4 倍，石墨直径也相应地明显减小。硅-铋复合孕育的可锻铸铁退火曲线如图 2.1-147 所示。

高硅加铋是在冲天炉铁液内提高含硅量，然后在炉前加铋处理。表 2.1-128 及图 2.1-148 是普通可锻铸铁及高硅加铋可锻铸铁的成分及退火曲线的一个比较实例，可见通过高硅加铋处理可明显缩短退火周期，后者性能也可得到适当提高。

稀土孕育处理对固态石墨化退火过程的加速作用，主要

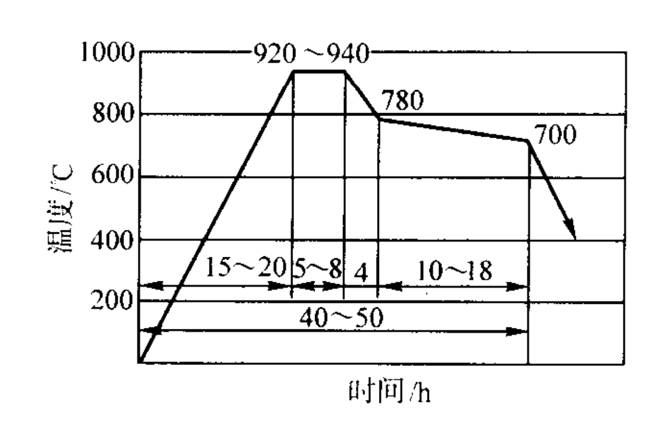


图 2.1-147 硅－铋复合孕育可锻铸铁退火曲线

体现在增加石墨晶核上。图 2.1-149 表明用铁液重量的 0.1%的混合稀土元素对可锻铸铁进行孕育处理时，能缩短可锻铸铁退火时间。当稀土元素在铸铁中的含量达到一定程度以后，还有使石墨球化的能力，而且当用稀土合金处理可锻铸铁时，可以容许在白口铸坯中出现麻口，即容许在铸铁凝固过程中有少量石墨析出，这种析出的石墨呈球形，而且在退火过程中，其形状也不会恶化。稀土元素对可锻铸铁的这种作用成为生产球墨可锻铸铁的基础。

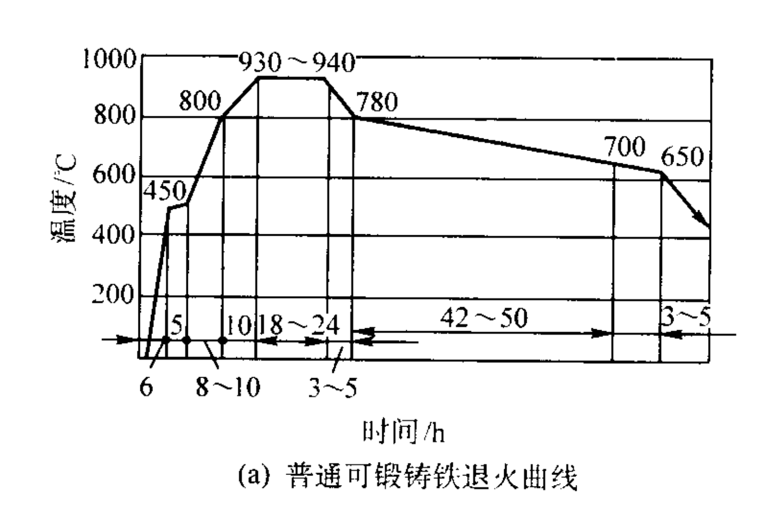
5.3.5 常见缺陷及防止

根据可锻铸铁中缺陷的产生根源，可将其分成两大类：在铸坯凝固过程中形成的，即在热处理以前铸坯中固有的缺陷，以及在石墨化过程的热处理时所产生的缺陷。

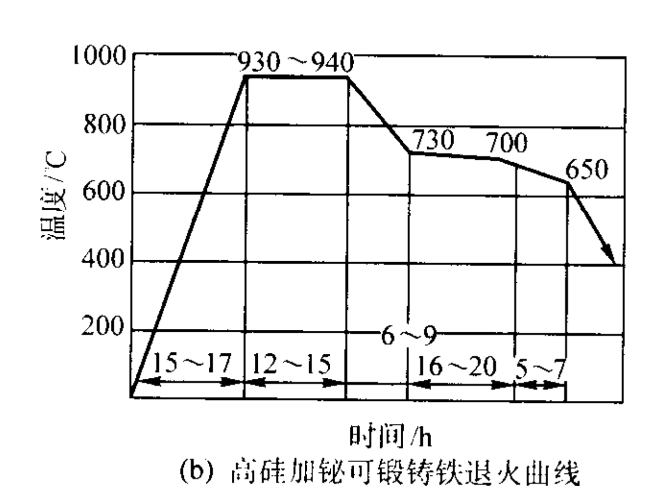
1）铸造缺陷 可锻铸铁坯件为亚共晶白口铸铁，它的碳、硅量低，浇注温度高，因而容易产生铸造缺陷。与可锻铸铁材质有关的铸造缺陷及防止方法见表 2.1-129。

表 2.1-128 高硅加铋可锻铸铁的成分

铸铁种类	化学成分（质量分数）/%						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Bi
普通可锻铸铁	2.4～2.6	0.9～1.2	0.35～0.60	<0.2	<0.16	<0.05	—
高硅加铋可锻铸铁	2.5～2.7	1.4～1.6	0.40～0.60	<0.12	<0.15	<0.06	0.008

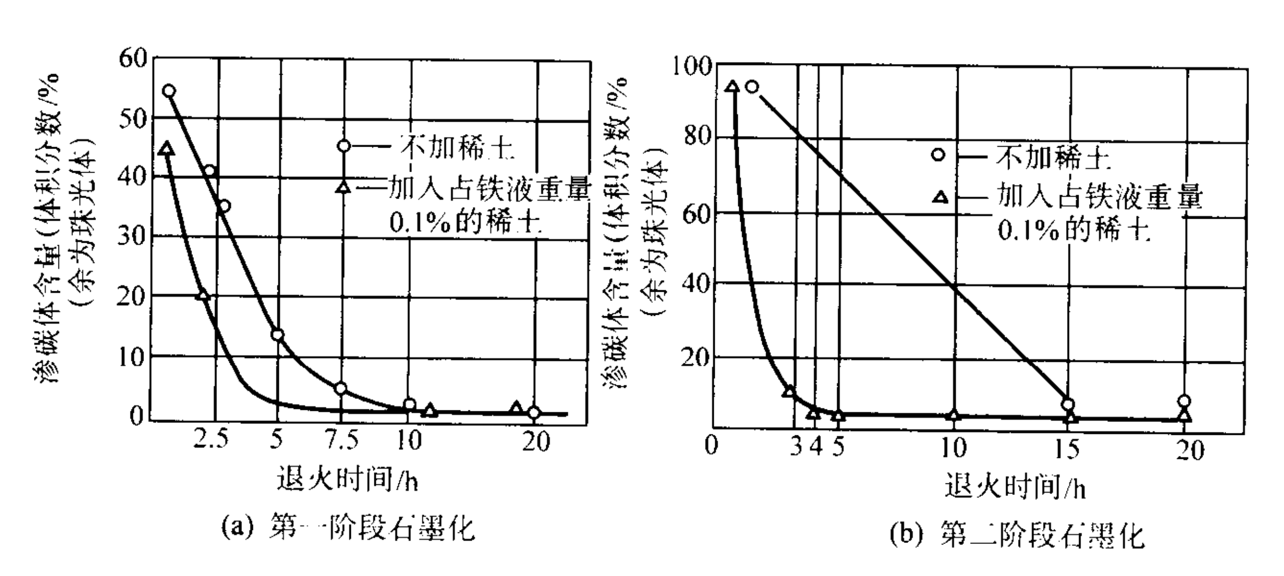


(a) 普通可锻铸铁退火曲线



(b) 高硅加铋可锻铸铁退火曲线

图 2.1-148 两种退火工艺对比



(a) 第一阶段石墨化 (b) 第二阶段石墨化

图 2.1-149 稀土对加速可锻铸铁石墨化过程的作用

稀土成分（质量分数）：Ce48.1%，La24.1%，Nd17.3%，Pr5.7%及余量的其他稀土元素

表 2.1-129 可锻铸铁的铸造缺陷及防止方法

缺陷名称	特 征	产生原因	防止方法
浇不到	铸件外形残缺，边角圆滑，多见于薄壁部位	1）铁液氧化严重，碳、硅量低，硫量偏高 2）浇注温度低、浇速速度慢或断续浇注	1）检查风量是否过大 2）加接力焦，调整底焦高度 3）提高浇注温度和浇注速度，浇注中不得断流

续表 2.1-129

缺陷名称	特　征	产生原因	防止方法
缩孔、缩松	孔穴表面粗糙不平，带有树枝状结晶，孔洞集中的为缩孔，细小分散的为缩松，多见于热节部位	1）碳硅量过低，收缩大，冒口补缩不足 2）浇注温度过高，收缩大 3）冒口颈过长，断面过小 4）浇注温度过低，铁液流动性差，影响补缩 5）孕育不当，凝固为板条状白口组织，不易补缩	1）控制铁液化学成分，防止碳、硅量偏低 2）严格掌握浇注温度 3）合理设计冒口，必要时辅以冷铁，确保顺序凝固 4）适当增加铋的加入量
热裂、冷裂	热裂为高温沿晶界断裂，形状曲折，呈氧化色，内部热裂纹常与缩孔并存 冷裂在较低温时产生，穿晶断裂，形状平直，表面有金属光泽或有轻微氧化色	1）凝固过程收缩受阻 2）铁液中碳量过低，硫量高、浇注温度过高 3）铁液含气量大 4）复杂件开箱过早	1）改善型、芯的退让性 2）碳的质量分数不宜低于2.3% 3）控制硫量 4）冲天炉要充分烘炉，风量不能过大 5）避免浇注温度过高，并提高冷却速度，以细化晶粒 6）控制开箱温度
枝状疏松、针孔	铸件断口表面有针形树枝状疏松，向内部伸展，呈黑灰氧化色，多见于皮下、缓冷部位和两壁交接处	1）炉前加铝过量 2）炉后错用了含铝的废机件 3）型砂水分过多 4）补缩不足	1）控制加铝量，厚铸件可不加铝 2）使用合格炉料 3）降低型砂水分，防止反应性氢气导致针孔 4）提高浇注温度，并加强补缩
灰点、灰口	铸件断口上有小黑点，或断口呈灰黑色。金相观察有片状石墨	1）铁液碳、硅量过高 2）铋量不足，或包内加铋过早造成铋的过多烧损 3）较大铸件浇道过于集中	1）根据铸件壁厚，调整碳、硅量 2）严格控制加铋工艺 3）分散内浇道，防止浇道处因过热而产生灰点
反白口	铸件边缘部位出现灰口，而中心部位为白口	1）铁液碳、硅量过高，导致含氢偏高 2）铬等碳化物形成元素的偏析	1）控制碳、硅量在规定范围之内，并注意烘炉、烘包 2）认真挑选废钢，并控制废钢尺寸

2）退火缺陷　可锻铸铁在石墨化退火过程中常见缺陷　及防止方法见表2.1-130。

表 2.1-130　可锻铸铁的退火缺陷及防止方法

缺陷名称	特　征	产生原因	防止方法
退火不足	力学性能不合要求：断后伸长率低，硬而脆。金相组织中有过量珠光体和渗碳体。黑心可锻铸铁断口出现亮白点	1）铁液硅低，或硫高，锰硫比不当 2）铁液铬高或氧、氢、氮量超限 3）第一阶段退火温度低、时间不足。第二阶段退火时间短，或保温温度偏高 4）脱碳退火温度过低，或退火气氛控制不当 5）退火炉温差大 6）测温仪不准，不能指导生产 7）退火箱上煤粉过度堆积，影响传热	1）调整和控制好铁液化学成分 2）当发现成分不当时，应提高第一阶段退火温度，延长退火时间 3）改进退火炉、减少温差 4）提高退火炉保温能力，以避免第二阶段退火时重新添加燃料的烧火操作，同时保证第二阶段退火能有足够缓慢的降温速度 5）注意煤粉粒度和加煤量，以免煤粉在炉内堆积 6）定期检修测温仪 7）厚壁铸件应装在炉内高温部位
变形	铸件翘曲、不圆，尺寸、形位不准	1）铸件装箱不当，受压受挤，或长件缺少支承 2）铸坯缩尺不准，未确切考虑到铸件在退火过程中的石墨化膨胀 3）第一阶段退火温度过高	1）合理装箱，长而大的铸件应放在隔板上，注意隔板间距，必要时要加填料或撑杆 2）退火温度不宜过高 3）已发生变形的铸件，可整形矫正
表面严重氧化	表面有紫黑色氧化皮层，白心可锻铸铁甚至易出现起壳掉皮	1）退火箱密封不严，或泥封脱落 2）第一阶段退火温度过高、时间过长 3）炉气氧化性过强 4）煤粉喷火口不是正对火道，而是直喷退火箱，烧毁退火箱导致铸件氧化	1）重视泥封工序，封箱泥不能过稀，否则容易受热开裂 2）控制第一阶段温度不要过高 3）煤粉炉过剩空气不能大 4）必要时，在白心可锻铸铁氧化填料中掺加黄砂 5）放置退火箱时，要使喷火口对着火道 6）采用高锰钢退火箱

续表 2.1-130

缺陷名称	特　征	产生原因	防止方法
过烧	铸件表面粗糙，边缘熔化，晶粒粗，石墨粗大呈鸡爪状。表层有白亮珠光体区，硬度高，影响切削加工，严重时有铸件黏结现象	1）第一阶段退火温度过高，时间过长 2）退火炉温差大，致使局部区域炉温太高 3）测温仪失灵，指示温度偏低	1）第一阶段退火温度不要超过980℃ 2）改进退火炉，均匀炉温 3）定期校验测温仪
石墨形态分布不良	石墨松散、分叉，甚至有鸡爪状，或有枝晶状石墨，或石墨成串分布	1）铁液硅量过高 2）碳、硅量与壁厚配合不当，铸坯中有D型石墨 3）晶界低熔点磷、硫共晶物多 4）第一阶段退火温度高 5）孕育不当	1）硅的质量分数不宜超过2.1% 2）正确控制碳、硅量 3）控制磷、硫量 4）第一阶段退火温度严加控制 5）孕育加硼的质量分数不超过0.004%，加铝的质量分数不超过0.02%
表皮层过厚	观察断口，边缘白色圈深度超过1.5 mm。影响切削加工	1）第一阶段退火温度偏高 2）退火箱泥封不严 3）炉气氧化性较强	1）控制第一阶段退火温度，一般在950℃以下时表皮层不大 2）认真封箱 3）不得把潮湿铸件装箱 4）控制退火炉供风量
回火脆性	冲击韧度和断后伸长率很低、断口呈白色，沿晶界断裂。但光学显微镜下观察，无异常，仍为铁素体十团絮状石墨	1）出炉温度偏低，因而通过550～400℃时冷却太慢，在铁素体晶界析出了碳化物、磷化物、氮化物 2）铸铁磷高，遇上硅高时，更易发生回火脆性	1）应在650～700℃出炉快冷 2）控制铁液中磷、硅、氮量 3）铁液中加稀土硅铁，在一定程度上有利于防止回火脆性 4）已发生回火脆性时，可重新加热650～700℃保温后，随即出炉快冷，脆性即可消失

6　特殊性能铸铁

本章所介绍的特殊性能铸铁主要指服役过程中能满足特殊使用性能的铸铁，包括抗磨铸铁、耐热铸铁和耐腐蚀铸铁。

工程上要正确使用特殊性能铸铁，除了需要掌握铸铁的成分、组织和性能特点外，还应该了解铸铁服役时的具体工作条件，以及摩擦学和腐蚀理论方面的知识。这也成为特殊性能铸铁有别于一般铸铁的一个特点。

本章从特种性能铸铁的服役要求入手，讨论铸铁的组织、成分和性能之间的关系，继而介绍几种工程上常用的特殊性能铸铁，期望能对这类铸铁材料有个概括的了解。

6.1　抗磨铸铁

6.1.1　磨损机理及材料的抗磨性

用于抵抗磨料磨损的铸铁，一般叫抗磨铸铁。由于硬颗粒或突出物的作用使材料迁移导致的磨损，就是磨料磨损。如掘土机铲齿、犁耙、球磨机磨球与衬板的磨损都是典型的磨料磨损。据统计，磨料磨损造成的损失，可占工业国家国民生产总值的1%～4%。可见，开发和研究抗磨铸铁，具有相当重要的实际意义。

优良的抗磨铸铁，在服役过程中的磨损量小，而抗磨性高。抗磨性可用磨损量的倒数来表示，也可用相对耐磨性来表示：

$$相对抗磨性=\frac{标准试样的磨损量}{试验试样的磨损量}$$

相对抗磨性越高，试验试样的磨损量越小，即抗磨性越好。

（1）抗磨性与工况的关系

材料的抗磨性不是材料的固有性能，而是材料在一个磨损系统中的性能，它既受材料固有性能如硬度、韧度、强度的影响，又受磨损工况的影响。例如，在强烈冲击磨损工况，高锰钢表层加工硬化，有较好的抗磨性；但在冲击较小或无冲击的磨损工况，高锰钢表层得不到硬化，则抗磨性较差。

系统中工况是十分复杂的，例如磨料的硬度、粒度、温度、速度及运动方向；工况的干、湿状态；湿态工况中的酸、碱性及浓度；工况中零件所承受的载荷等等。工况中各因素均影响材料的抗磨性。因此，要获得良好的抗磨性，必须了解磨损工况，然后利用现有的科学知识，选用抗磨材料。

由于磨损机制复杂，因而也就没有万能的磨损试验。实践表明，实验室或实际工况下测得的抗磨性数据都是特定条件下的，只要条件稍有改变，其结果便会有较大的差异。所以在选用材料的抗磨性数据时必须注意工况条件。

（2）抗磨铸铁件的失效

1）磨损失效　磨损是抗磨铸铁的主要失效方式。物体相对运动时，相对运动表面的物质不断损失或产生残余变形称为磨损。

人们习惯于将磨损分为以下几种类型。

① 磨料磨损　因物料或硬突起物与材料表面相互作用使材料产生迁移的磨损。

磨料磨损中的两种主要失效机制，是显微切削机制和塑变疲劳剥落机制。前者是指磨料刺入抗磨件表面切削掉材料；后者是指磨料使抗磨件表面材料产生较大应力或反复塑变，而萌生显微裂纹并扩展，终至疲劳剥落。

② 腐蚀磨损　伴随有化学及电化学反应的磨损。

③ 黏着磨损　因黏着作用，使材料由一表面转移到另一表面的磨损。

④ 疲劳磨损　因循环交变应力引起材料疲劳，使其脱落的磨损。

在生产实际中遇到的磨损，往往是几种磨损类型同时存在且相互影响，但是总有一种磨损类型及磨损机制起主导作用。因此在分析抗磨铸铁件的磨损失效及抗磨铸铁选材时，首先要搞清具体的使用条件及起主要作用的磨损类型和磨损机制。

抗磨铸铁件的硬度是影响其磨损的重要因素。一般而言，希望抗磨件的硬度高于磨料硬度的 0.8 倍以上，以获得较好的抗磨性。应指出的是，抗磨件硬度是抗磨件工作面在磨损后的硬度，而非磨损前的初始硬度。但是抗磨件的硬度并非越高越好，某些场合下过高的硬度易导致显微裂纹的萌生。

对显微切削机制的磨料磨损而言，提高抗磨铸铁件的硬度有利于抗磨性的提高。

对塑变疲劳剥落机制的磨料磨损而言，抗磨铸铁件较高的硬度与良好的延性和韧度配合，特别是与好的断裂韧度、低的裂纹扩展速率以及高的冲击疲劳抗力相配合，有利于抗磨性的提高。

如果抗磨件在高温或湿态磨料磨损工况应用，因高温氧化腐蚀或电化学腐蚀，抗磨件既受磨料磨损又受腐蚀磨损，即为腐蚀磨料磨损。除了上述针对磨料磨损的一些力学性能要求之外，对高温磨损而言，提高抗磨铸铁件的钝化能力如提高含 Cr 量，将有利于抗磨性的提高；对湿态磨损而言，提高抗磨铸铁件的电极电位，特别是减少相界腐蚀，将有利于抗磨性能的提高。

2）断裂失效　断裂是抗磨铸铁件的又一主要失效方式。抗磨铸铁件的断裂往往是其使用过程中受到了较大的冲击载荷，此时抗磨铸铁件的安装不当，如衬板安装中背部与筒体不是面接触而是局部接触，则更易断裂。

提高抗磨铸铁件的冲击韧度、断裂韧度，降低其裂纹扩展速率将有利于抗断裂。而提高铸件内部质量即减少内部缺陷，选择适宜的铸件结构，如尽量没有或减少螺栓孔等，也是抗断裂的必要条件。

3）变形失效　变形失效是因抗磨件屈服强度较低，以致使用过程中受外力而发生严重的宏观塑性变形，铸件形状改变而失效。

抗磨铸铁件的变形失效多见于屈服强度较低的耐磨锰钢铸件，例如大冲击的球磨机，锰钢衬板严重的反弓变形可拉断螺栓或使衬板间移位而脱落。

了解抗磨铸铁件的失效原因，将对选择适合于工况的抗磨铸铁有指导意义。

6.1.2　抗磨白口铸铁

抗磨白口铸铁是常用的一大类金属抗磨材料，其主要特点是硬度较高，组织为强韧的金属基体支撑着高硬度的碳化物。根据使用情况，可用普通抗磨白口铸铁，也可用低、中、高合金抗磨白口铸铁。

我国制定了抗磨白口铸铁件国家标准（GB/T 8263—1999），其化学成分和硬度分别见表 2.1-131 和表 2.1-132，标准附录中抗磨白口铸铁件热处理规范、金相组织和使用特性分别见表 2.1-133 和表 2.1-134。

表 2.1-131　抗磨白口铸铁的牌号及化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 8263—1999）　%

牌　号①	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	S	P
KmTBNi4Cr2 - DT	2.4～3.0	≤0.8	≤0.2	1.5～3.0	≤1.0	3.3～5.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBNi4Cr2 - GT	3.0～3.6	≤0.8	≤2.0	1.5～3.0	≤1.0	3.3～5.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBCr9Ni5	2.5～3.6	≤2.0	≤2.0	7.0～11.0	≤1.0	4.5～7.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBCr2	2.1～3.6	≤1.2	≤2.0	1.5～3.0	≤1.0	≤1.0	≤1.2	≤0.10	≤0.15
KmTBCr8	2.1～3.2	1.5～2.2	≤2.0	7.0～11.0	≤1.5	≤1.0	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr12	2.0～3.3	≤1.5	≤2.0	11.0～14.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr15Mo②	2.0～3.3	≤1.2	≤2.0	14.0～18.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr20Mo②	2.0～3.3	≤1.2	≤2.0	18.0～23.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr26	2.0～3.3	≤1.2	≤2.0	23.0～30.0	≤3.0	≤2.5	≤2.0	≤0.06	≤0.10

① 牌号中，“DT”和“GT”分别是“低碳”和“高碳”的汉语拼音字的第一个大写字母，表示该牌号含碳量的高低。
② 一般情况下，该牌号应含 Mo。

表 2.1-132　抗磨白口铸铁的硬度（摘自 GB/T 8263—1999）

牌　号	铸态或铸态去应力处理		硬化态或硬化态去应力处理		软化退火态	
	HRC	HBW	HRC	HBW	HRC	HBS
KmTBNi4Cr2 - DT	≥53	≥550	≥6	≥600	—	—
KmTBNi4Cr2 - GT	≥53	≥550	≥56	≥600	—	—
KmTBCr9Ni5	≥50	≥500	≥56	≥600	—	—
KMTBCr2	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400
KmTBCr8	≥46	≥450	≥6	≥600	≤41	≤400
KmTBCr12	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400
KmTBCr15Mo	≥46	≥450	≥58	≥650	≤41	≤400
KmTBCr20Mo	≥46	≥450	≥58	≥650	≤41	≤400
KmTBCr26	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400

注：洛氏硬度值 HRC 和布氏硬度值 HBW 之间没有精确的对应值，因此这两种硬度值应独立使用。

表 2.1-133 抗磨白口铸铁件热处理规范（摘自 GB/T 8263—1999）

牌 号	软化退火处理	硬化处理	去应力处理
KmTBNi4Cr2 - DT	—	430 ~ 470℃保温 4 ~ 6 h，出炉空冷或炉冷	250 ~ 300℃保温 4 ~ 16h，出炉空冷或炉冷
KmTBNi4Cr2 - GT			
KmTBCr9Ni5	—	750 ~ 825℃保温 4 ~ 10 h 出炉空冷或炉冷	250 ~ 300℃保温 4 ~ 16 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr2	940 ~ 960℃保温 1 ~ 6 h，缓冷至 750 ~ 780℃保温 4 ~ 6 h，缓冷至 600℃以下出炉空冷或炉冷	960 ~ 1 000℃保温 1 ~ 6 h 出炉空冷	200 ~ 300℃保温 2 ~ 6 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCrB	920 ~ 960℃保温 1 ~ 8 h，缓冷至 700 ~ 750℃保温 4 ~ 8 h，缓冷至 600℃以下出炉空冷或炉冷	940 ~ 980℃保温 2 ~ 6 h，出炉进入 260 ~ 320℃盐炉浴等温 2 ~ 6 h，出炉空冷	200 ~ 300℃保温 2 ~ 6 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr12	920 ~ 960℃保温 1 ~ 8 h，缓冷至 700 ~ 750℃保温 4 ~ 8 h，冷至 600℃以下出炉空冷或炉冷	920 ~ 980℃保温 2 ~ 6 h，出炉空冷	200 ~ 300℃保温 2 ~ 8 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr15Mo	920 ~ 960℃保温 1 ~ 8 h，缓冷至 700 ~ 750℃保温 4 ~ 8 h，缓冷至 600℃以下出炉空冷或炉冷	920 ~ 1 000℃保温 2 ~ 6 h，出炉空冷	200 ~ 300℃保温 2 ~ 8 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr20Mo	960 ~ 1 000℃保温 1 ~ 8 h，缓冷至 700 ~ 750℃保温 4 ~ 10 h，缓冷至 600℃以下出炉空冷或炉冷	960 ~ 1 020℃保温 2 ~ 6 h，出炉空冷	200 ~ 300℃保温 2 ~ 8 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr26		960 ~ 1 060℃保温 2 ~ 6 h，出炉空冷	

表 2.1-134 抗磨白口铸铁件的金相组织和使用特性（摘自 GB/T 8263—1999）

牌 号	金 相 组 织		使 用 特 性
	铸态或铸态去应力处理	硬化态或硬化态去应力处理	
KmTBNi4Cr2 - DT	共晶碳化物 M_3C + 马氏体 + 贝氏体 + 奥氏体	共晶碳化物 M_3C + 马氏体 + 贝氏体 + 残余奥氏体	可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBNi4Cr2 - GT			用于较小冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr9Ni5	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 马氏体 + 奥氏体	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	有很好淬透性，可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr2	共晶碳化物 M_3C + 珠光体	共晶碳化物 M_3C + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	用于较小冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr8	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 细珠光体	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 二次碳化物 + 贝氏体 + 马氏体 + 奥氏体	有一定耐蚀性，可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr12	共晶碳化物 M_7C_3 + 奥氏体及其转变产物	共晶碳化物 M_7C_3 + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr15Mo	共晶碳化物 M_7C_3 + 奥氏体及其转变产物	共晶碳化物 M_7C_3 + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr20Mo	共晶碳化物 M_7C_3 + 奥氏体及其转变产物	共晶碳化物 M_7C_3 + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	有很好淬透性。有较好耐蚀性。可用于较大冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr26	共晶碳化物 M_7C_3 + 奥氏体	共晶碳化物 M_7C_3 + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	有很好淬透性，良好耐蚀性和抗高温氧化性。可用于较大冲击载荷的磨料磨损

注：金相组织中 M 代表 Fe、Cr 等金属原子，C 代表碳原子。

（1）普通白口铸铁

我国很早以前就以普通白口铸铁制成抗磨性能良好的白口铸铁犁铧。直到目前仍广泛地应用普通白口铸铁作为一般的抗磨零件，如面粉机磨辊、球磨机衬板和清理设备中的铁丸等。

普通白口铸铁的化学成分具有高碳低硅的特点。增加含碳量，将增加白口铁的硬度，低碳白口铸铁（碳的质量分数约 2.5%）的硬度约为 375HBS，而含碳量（质量分数在

3.5%以上）高时，其硬度将增至 600HBW。但提高含碳量将使脆性增加，并使铸件凝固时易形成石墨，特别在含硅量高时更明显，故高碳白口铸铁必需低硅。一般普通白口铸铁碳的质量分数为 2.2% ~ 3.6%。

硅是影响白口铸铁共晶含碳量的主要因素。增加含硅量将降低共晶含碳量，并促使形成石墨。普通白口铸铁中硅的质量分数一般小于 1%。

锰的主要作用是细化珠光体，以及抑制石墨析出的作用，但过多的锰会促使形成残余奥氏体。所以普通白口铸铁中可控制锰的质量分数小于 1%。

普通白口铸铁中一般不含或只含少量合金元素。其组织中不含石墨，仅由珠光体和渗碳体组成。较多的情况下，普通白口铸铁的共晶组织是莱氏体形（见图 2.1-150）；而有些时候，渗碳体是板条形（见图 2.1-151）。纯粹是某一种共晶组织的情况不多，两种共晶组织常共存于同一金相样品中。莱氏体共晶的生长是以小晶面—非小晶面的方式进行的。当白口铸铁的化学成分接近共晶或过共晶时，莱氏体中的渗碳体和奥氏体协同共生生长，长成极不规则的片状和蜂房结构，其中渗碳体为连续相，奥氏体大部分为孤立相；当白口铸铁处于低共晶度 - 亚共晶状态时，液体在结晶过程中达到共晶成分的时刻，奥氏体树枝晶已非常发达，树枝晶分枝间形成的共晶奥氏体趋向于在初生奥氏体表面生长，而共晶渗碳体则只能在奥氏体孔隙中结晶，形成了离异共晶。这种离异共晶的奥氏体和初生奥氏体一起构成了一个连续相，渗碳体构成了另一个连续相。根据莱氏体型白口铸铁的组织特点，渗碳体作为脆性相，在铸铁中是连续的，这决定了普通白口铸铁韧性差而脆性大的特点。

普通白口铸铁的耐磨性，可以从其组织的硬度来推断。普通白口铸铁中，不含合金的珠光体显微硬度为 250 ~ 320HV，而含合金的珠光体显微硬度为 300 ~ 460HV；不含合金的渗碳体硬度 900 ~ 1 000HV，而含合金的渗碳体硬度 1 000 ~ 1 200HV。而地球上蕴藏含量最多的石英硬度为 1 200HV 左右，与含合金渗碳体硬度相当，故普通白口铸铁的耐磨性不是很好。但其价格低廉，生产简便，目前还应用在某些场合。



图 2.1-150　亚共晶白口铸铁中莱氏体共晶组织
（体积分数 4%苦味酸腐蚀）　×400

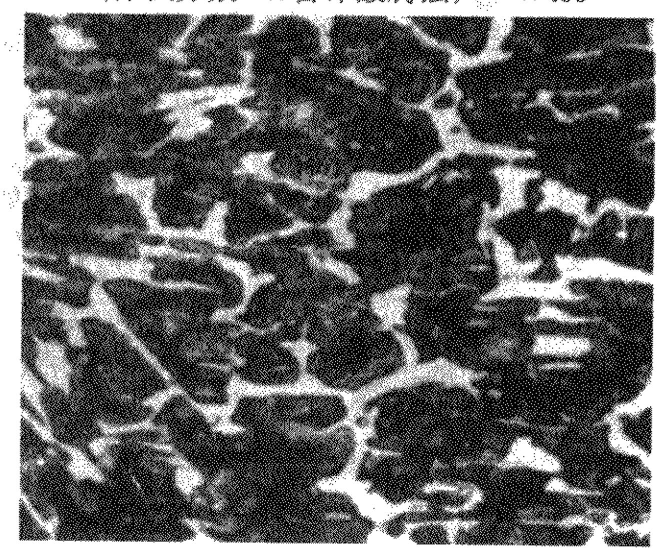


图 2.1-151　亚共晶白口铸铁中板形共晶组织
（体积分数 4%的苦味酸腐蚀）　×400

普通白口铸铁的化学成分，组织和应用见表 2.1-135。

综上所述，普通白口铸铁脆性大，且耐磨性较差，限制了它的应用范围。根据这一情况，一些研究工作者试图对普通白口铸铁进行改性，以改善白口铸铁的韧性。如采用锻造方法，可以使渗碳体破碎，提高韧性；采用合金化方法；通过工艺改进，改变莱氏体的生长方式，获得板条形共晶组织等，但效果都是很有限的。

表 2.1-135　普通白口铸铁的成分及组织及应用

序号	化学成分（质量分数）/%					金相组织	硬度 HRC	应用	热处理
	C	Si	Mn	P	S				
1	3.5 ~ 3.8	< 0.6	0.15 ~ 0.20	< 0.3	0.2 ~ 0.4	渗碳体 + 珠光体		磨粉机磨片，导板	铸态
2	2.6 ~ 2.8	0.7 ~ 0.9	0.6 ~ 0.8	< 0.3	< 0.1	渗碳体 + 珠光体		犁铧①	铸态
3	4.0 ~ 4.5	0.4 ~ 1.2	0.6 ~ 1.0	0.14 ~ 0.40	< 0.1	莱氏体或莱氏体 + 渗碳体	50 ~ 55	犁铧①	铸态
4	2.2 ~ 2.5	< 1.0	0.5 ~ 1.0	< 0.1	< 0.1	贝氏体 + 托氏体 + 渗碳体	55 ~ 59	犁铧①	900℃，1 h 淬入 230 ~ 300℃盐浴保温 1.5 h，空冷

① 用于砂性土壤的犁铧。

（2）镍硬铸铁

自从 1928 年国际镍公司研制成功镍硬白口铸铁以来，用于生产已经历了 70 多年的历史，国外目前仍广泛用于抗磨料磨损的场合，如冶金轧辊，球磨机及辗磨机衬板、磨球，平盘磨棍套，E 型磨磨环，杂质泵过流件，灰渣输送管道等，都可以用镍硬白口铸铁制造。在很多情况下，镍硬白口铸铁的性能比普通白口铸铁优越得多。

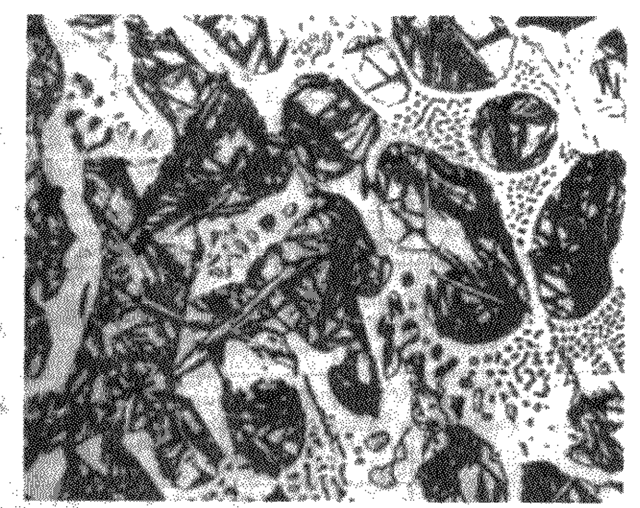
所谓镍硬白口铸铁，主要指含镍铬的白口铸铁。镍硬白口铸铁的化学成分见表 2.1-136，典型镍硬铸铁的金相组织如图 2.1-152 所示。可将表中所列四种镍硬白口铸铁分为两种类型，即镍硬Ⅰ型和镍硬Ⅳ型。镍硬Ⅰ型中含镍约 4%，含铬约 2%；镍硬Ⅳ型中含镍约 6%，含铬约 8%（以上的质量分数）。表中 Ni - hard1 到 Ni - hard3 的牌号属镍硬Ⅰ型，Ni - hard4 的牌号则属镍硬Ⅳ型。

由表 2.1-136 可以看出，镍硬铸铁中含有大量的镍。镍是一种稀缺而昂贵的元素，尤其在我国更是如此，故镍硬铸铁在我国的应用很少。研究不含镍的合金白口铸铁来取代镍硬铸铁，以适合我国的国情，是非常需要的。

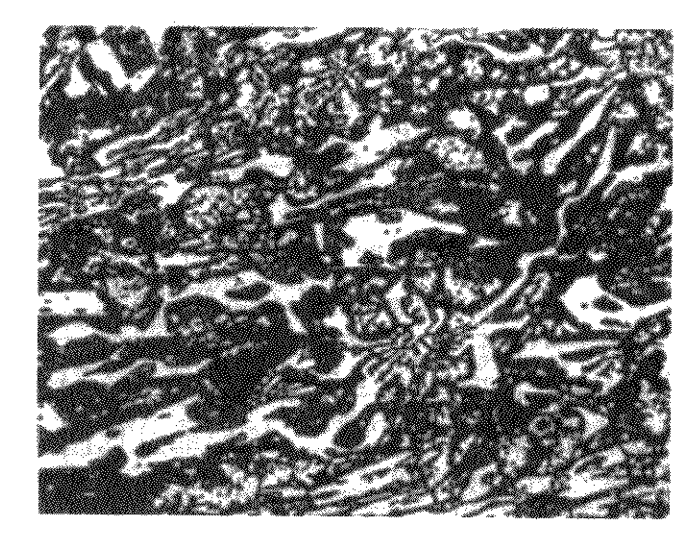
表 2.1-136 国际镍公司的镍硬铸铁的化学成分（质量分数） %

牌号	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo①
Ni - Hard1	3.0~3.6	0.3~0.5	0.3~0.7	≤0.15	≤0.30	3.3~4.8	1.5~2.6	0~0.4
Ni - Hard2	≤2.9	0.3~0.5	0.3~0.7	≤0.15	≤0.30	3.3~5.0	1.4~2.4	0~0.4
Ni - Hard3	1.0~1.6	0.4~0.7	0.4~0.7	≤0.05	≤0.05	4.0~4.75	1.4~1.8	—
Ni - Hard4	2.6~3.2	1.8~2.0	0.4~0.6	≤0.1	≤0.06	5.0~6.5	8.0~9.0	0~0.4

注：1. Ni - Hard 1 相当于 kmTBNi4Cr2 - GT。
2. Ni - Hard 2 相当于 kmTBNi4Cr2 - DT。
3. Ni - Hard 4 相当于 kmTBCr9Ni5。
① 特殊情况下采用。



(a) Ni-Hard 1铸态 ×200



(a) Ni-Hard 4 经750℃/8h空冷 ×200

图 2.1-152 典型镍硬铸铁的金相组织
（用体积分数为0%的硝酸酒精浸蚀）

(3) 铬系抗磨铸铁

镍硬铸铁中的镍，主要作用是提高基体的淬透性，而铬则能改变共晶碳化物类型，从而改善碳化物形态，增加硬度，导致铸铁韧性及耐磨性的提高。另一方面，在第二次世界大战结束前后，电炉得到了普及，并通过加铬取代昂贵的镍，使以铬为白口铸铁主要添加合金元素的络系白口铸铁，得到了广泛的应用与发展。

图 2.1-153 为 Fe-Cr-C 合金系的液相投影图，图 2.1-154 则为 Fe-Cr-C 相图的室温等温切面。由这两张图可以看到，随合金中含铬量的增加，碳化物的形态由 (Fe, Cr)$_3$C 型→ (Cr, Fe)$_7$C$_3$ 型→ (Cr, Fe)$_{23}$C$_6$ 型（即 $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$）。这几种碳化物的晶格结构、密度及硬度见表 2.1-137。由表可见，各种碳化物中，(Cr, Fe)$_7$C$_3$ 型碳化物的硬度最高，这对提高铸铁的耐磨性是有利的。

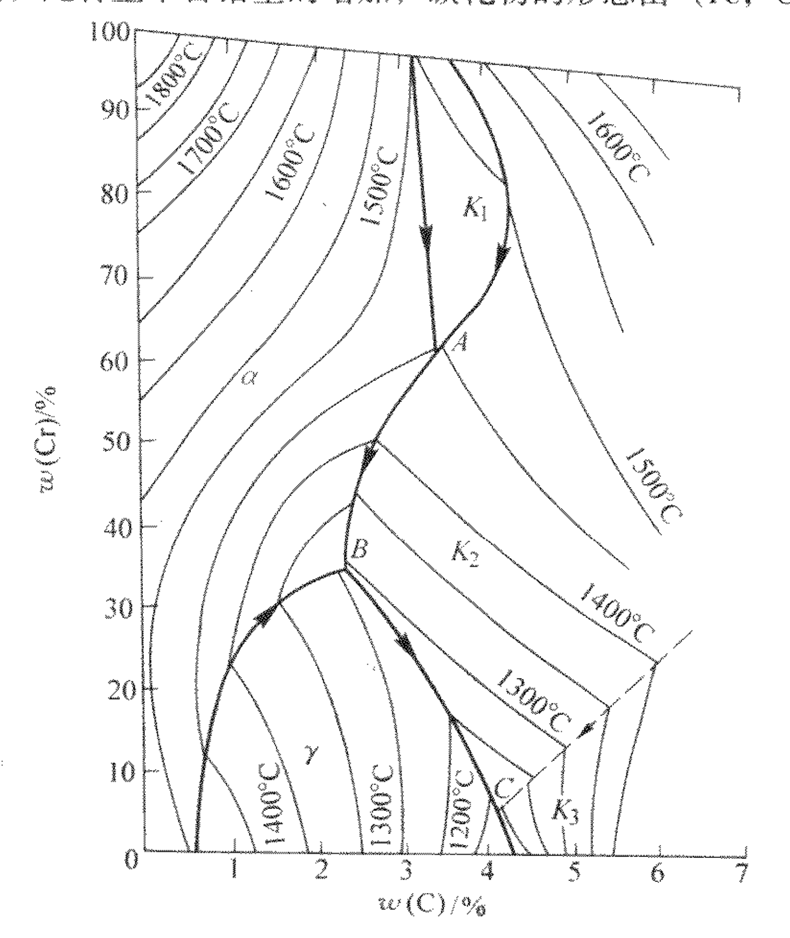


图 2.1-153 Fe-Cr-C 合金系的液相投影图
K_1— (Cr, Fe)$_{23}$C$_6$；K_2— (Cr, Fe)$_7$C$_3$；K_3— (Cr, Fe)$_3$C

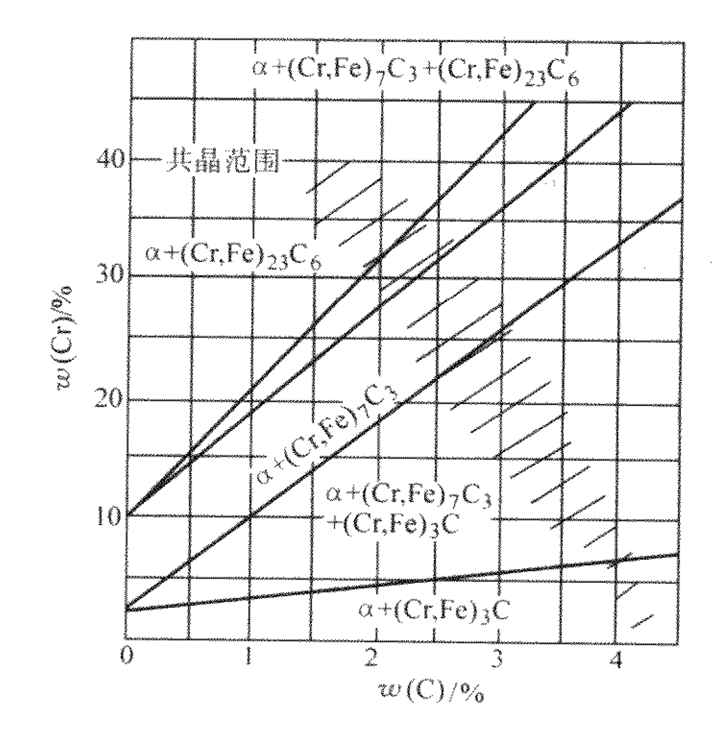


图 2.1-154 Fe-Cr-C 相图在室温时的等温切面

一般 M_3C 型碳化物为连续网状或板状形貌（见图 2.1-155），而 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物为条状或条块状形貌（见图 2.1-156），即 M_7C_3 型和 $M_{23}C_6$ 型碳化物较 M_3C 型碳化物的连续性低，故含有 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物白口铸铁的韧性比含有 M_3C 型碳化物的白口铸铁的要好。

1) 低铬白口铸铁 为扩大普通白口铸铁的应用范围，提高其韧性与耐磨性，在普通白口铸铁中加入（质量分数）Cr=1.0%~5.0%，就形成了低铬铸铁。

低铬铸铁的化学成分根据零件使用的工况条件，可作相应的调整。英国低铬铸铁的化学成分（质量分数）为：C=2.4%~3.4%，Si=0.5%~1.5%，Mn=0.2%~0.8%，Cr=2%，P=0.15%~0.5%。低铬铸铁一般以珠光体状态使用，

表 2.1-137 Fe－Cr－C 合金系中的碳化物

碳化物类型	晶格体系	晶格常数	密度/g·cm^{-3}	硬度 HV	元素质量分数/%
$(Fe, Cr)_3C$	斜方晶格	$a=4.52$ $b=5.09$ $c=6.74$	7.67	1 000～1 230	可能最大含 Cr 量 18
$(Cr, Fe)_7C_3$	六方晶格	$a=6.88$ $b=4.54$	6.92	1 300～1 800	可能最大含 Cr 量 50
	斜方晶格	$a=4.54$ $b=6.88$ $c=11.94$			
	菱形六面晶格	$a=13.98$ $b=4.52$			
$(Cr, Fe)_{23}C_6$	面心立方晶格	$a=10.64$	6.97	约 1 140	最大含 Fe 量 35

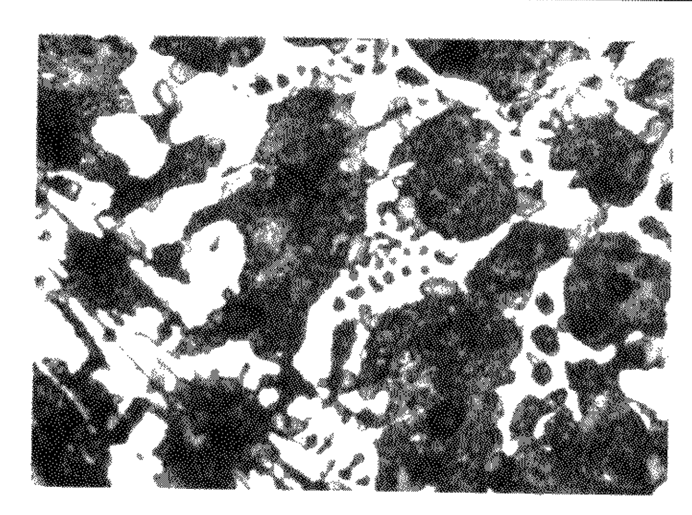
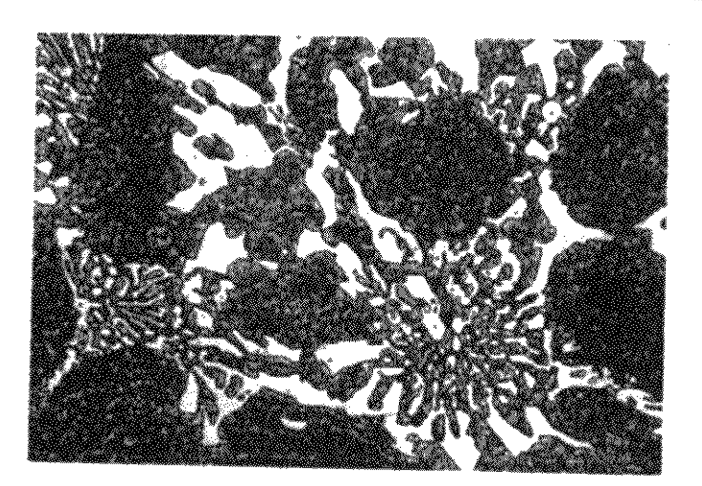
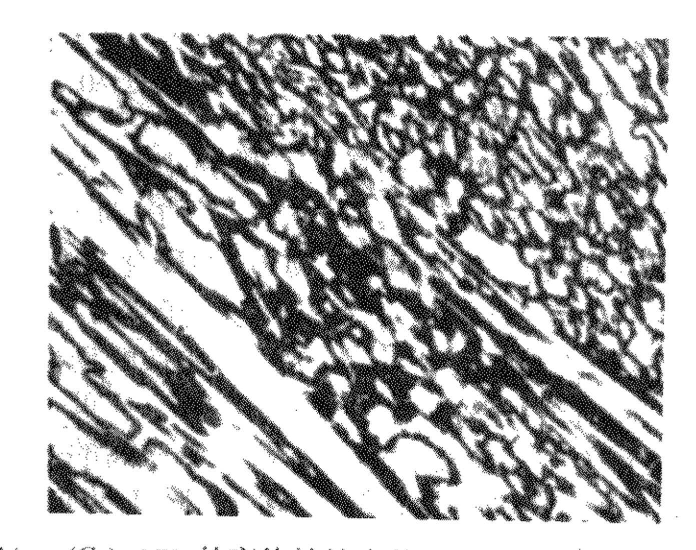


图 2.1-155 w(Cr)＝2%的低铬白口铸铁中碳化物形貌（基本为 M_3C 型） ×500



(a) w(Cr)=15%的高铬铸铁中的 M_7C_3 型碳化物 ×500



(b) w(Cr)=27%的高铬铸铁中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物 ×500

图 2.1-156 高铬铸铁中碳化物的形貌

因此其碳化物类型、数量、形态和分布是很重要的参量。与普通白口铸铁相比，碳化物由莱氏体中的普通渗碳体 Fe_3C，变为合金渗碳体 $(Fe, Cr)_3C$，维氏硬度也由 840～1 100HV 增加到 1 000～1 230HV；碳化物形貌也有所改善，就共晶组织而言，原蜂窝状的莱氏体，严重割裂了金属基体，而低铬铸铁的共晶碳化物则由部分蜂窝状形态和网状、板状形态构成。说明低铬铸铁的韧性与耐磨性都有可能比普通白口铸铁有所改善。

目前，低铬铸铁主要应用于球磨机磨球，磨球硬度可在 400～550HBW 内变动。表 2.1-138 为低络铸铁磨球与含碳（质量分数）0.8%的马氏体高碳钢磨球耐磨性的比较。

2）中铬白口铸铁 为取代镍硬Ⅳ型铸铁，我国发展出了一种含铬（质量分数）7%～11%的中铬白口铸铁，其中完全不含镍。铸铁中碳化物为 M_7C_3 和 M_3C 混合的形式，其耐磨性和韧性介于高铬铸铁和低铬铸铁之间。

表 2.1-138 球磨机用低铬铸铁磨球的抗磨性（ASM）

矿石种类		Mo 矿	Cu 矿	Cr 矿	Fe 矿	河砂	长石
球磨机直径/m		1.8	2.0	2.0	1.5	0.9	0.9
球磨机转速/r·min^{-1}		25	23	20	29	32	32
磨料性质		石英、长石	石英、长石	—	石英、长石	石英、长石	纯长石、正长石
磨球相对磨损比①	1	163	185	136	160	160	247
	2	138	163	—	—	136	—
	3	159		139	148	—	—
	4	95	84	90	62	101	72

① 设 w(C)＝0.8%马氏体高碳钢的耐磨性为 100，相对磨损比值越大，表示耐磨性越高。

中铬白口铸铁的化学成分根据基体情况不同而有所不同，以珠光体状态使用时，一般有（质量分数）：C = 2.5% ~ 3.6%，Si = 0.5% ~ 2.2%，Mn = 0.5% ~ 1.0%，Cr = 7% ~ 11%；当以马氏体状态使用时，还应加入 Mo = 0% ~ 2% 和 Cu = 0% ~ 2%，以提高基体的淬透性。欲获得符合使用要求的化学成分，需要综合考虑 Cr/C 和 Si/C 的比例。Cr/C 和 Si/C 高，M_7C_3 型碳化物量相对增加，碳化物硬度和形态相应得到增加和改善，将提高铸铁韧性与耐磨性。另一方面，高的 Si 含量会降低铸铁的淬透性，低的 C 含量又会减少碳化物量，降低铸铁耐磨性，故需综合考虑 C、Si 元素的影响。

中铬白口铸铁碳化物的形貌如图 2.1-157 所示，可以看出碳化物确有两种不同的形态。在一些情况下，中铬白口铸铁是在热处理后使用的，其热处理工艺与高铬白口铸铁相同，以后再详细叙述说明。

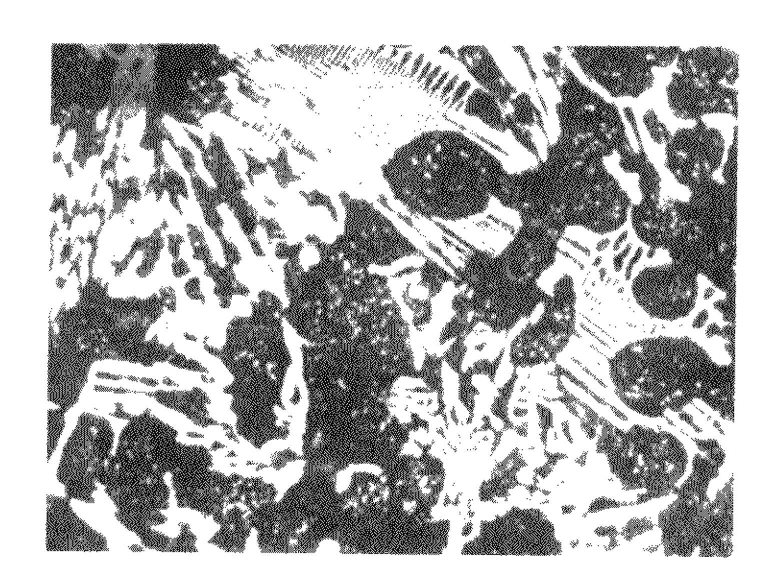


图 2.1-157　中铬白口铸铁的金相组织　×500

表 2.1-139 列举了中铬白口铸铁与镍硬Ⅳ型铸铁性能的对比情况，可见中铬白口铸铁的性能完全可与镍硬Ⅳ型铸铁相媲美。

表 2.1-139　中铬白口铸铁与镍硬Ⅳ型铸铁的力学性能对比

项目		镍硬Ⅳ型铸铁	中铬白口铸铁	项目		镍硬Ⅳ型铸铁	中铬白口铸铁
元素质量分数%	C	2.9~3.3	2.6~3.2	力学性能	硬度　HRC	55~65	55~65
	Si	1.5~2.2	<0.8		抗弯强度 σ_{bb}/MPa	716~784	784~931
	Mn	0.3~0.8	1.5~2.0		挠度/mm	2.20~2.60	2.20~2.80
	Cr	8.0~10.0	8.0~10.0		冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	7.64~8.62	6.86~9.31
	Ni	4.5~6.0	—	热处理	—	780~820℃空冷	880~920℃空冷
	Mo	—	0.3~0.5			400~450℃回火	280~350℃回火
	Cu	—	2.0~3.0	三体磨损相对耐磨性	磨料：硅砂	1.28	1.30~1.47
	V	0.2~0.3	—		磨料：石榴石	1.74	1.83~1.96
	Al	—	0.2~0.3		磨料：碳化硅	1.51	1.42~1.55

3）高铬白口铸铁　铬的质量分数在 12% ~ 28%之间的白口铸铁就是高铬白口铸铁。其共晶组织由 M_7C_3 型碳化物和奥氏体或其转变产物所组成。M_7C_3 型碳化物呈六角形杆状及板条状分布在基体中，连续程度大为降低，碳化物对基体的破坏作用大大减小，因而高铬白口铸铁的韧性优于低铬白口铸铁，同时若把基体退火成珠光体后，还可进行机械加工。这种碳化物不但硬度很高，还赋予铸铁高的强度。若以 3 mm 直径的高铬铸铁试样作顺序凝固，以使 M_7C_3 型碳化物规则排列，其抗拉强度可高达 3 100 MPa。

高硬度的碳化物要与硬的基体相配合才能表现出高的耐磨性。软基体不能对碳化物提供支承，碳化物在磨损时易受剪力而折断，难以发挥抵抗磨损的作用。高铬白口铸铁中各基体的显微硬度是：

铁素体 70 ~ 200HV

珠光体 300 ~ 460HV

奥氏体 300 ~ 600HV

马氏体 500 ~ 1 000HV

在磨料磨损条件下，一种 15Cr – 3Mo 高铬铸铁，基体不同时的磨损情况见表 2.1-140。可见马氏体的硬度最高，其磨料磨损抗力也最好，所以一般希望得到马氏体基体。马氏体是需要经过热处理才能获得的。

表 2.1-140　15Cr – 3Mo 铸铁的基体组织对磨损失重的影响

基体组织	硬度 HBW	凿削磨料磨损比[①]（实验室颚式破碎机）	碾磨磨损失重/g（橡胶轮试验）
珠光体	406	0.41	0.14
奥氏体	564	0.09	0.08
马氏体	840	0.04	0.04

① 磨损比 = 试板失重/标准板失重。

① 高铬白口铸铁的化学成分　铬和碳是高铬铸铁中两种重要的合金元素。铬和碳有助于增加碳化物数量，这将使耐磨性提高而韧性降低。碳化物数量可以用下式估算：

碳化物含量(体积分数,%) = 12.33(质量分数,% C) + 0.55(质量分数,% Cr) – 15.2

其中铬增加碳化物数量的效果远比碳差，因此工艺上常常用调整碳量来达到改变碳化物数量的目的。

另一方面，铬与碳的比值 Cr/C，影响铸铁中 M_7C_3 型碳化物的相对数量。一般 Cr/C > 5 就能获得大部分的 M_7C_3 型碳化物；同时铬碳比越高，铸铁的淬透性也增加。图 2.1-158 表示了铬碳比与工件最大淬透直径的关系。多数高铬铸铁中铬的质量分数在 13% ~ 20% 范围内，碳的质量分数在 2.5% ~ 3.3%范围内，铬碳比大约为 4 ~ 8。由图可以看出，不含其他合金元素的高铬铸铁，空淬能淬透的最大直径大约为 20 mm，说明淬透性是很低的，要提高淬透性，必需加入其他合金元素。

生产中一般采用亚共晶高铬铸铁，共晶碳量在 w（Cr）= 15%时，约为 3.6%，在 w（Cr）= 20%时，降为 3.2%，到 w（Cr）= 25%时，则降为 3.0%。

高铬铸铁中常常还含有钼、锰和铜，以提高淬透性。由图 2.1-158 可以看出，钼元素具有明显的提高淬透性作用，特别在钼的质量分数较高（超过 2% 以上）时，作用更明显。钼元素在各相中的分配是（质量分数）：约有 50% 进入 Mo_2C 中，约有 25%进入 M_7C_3 型碳化物中，溶入基体的钼量可从下式估算：

溶入基体的钼量（质量分数，%）= 0.23（质量分数，%

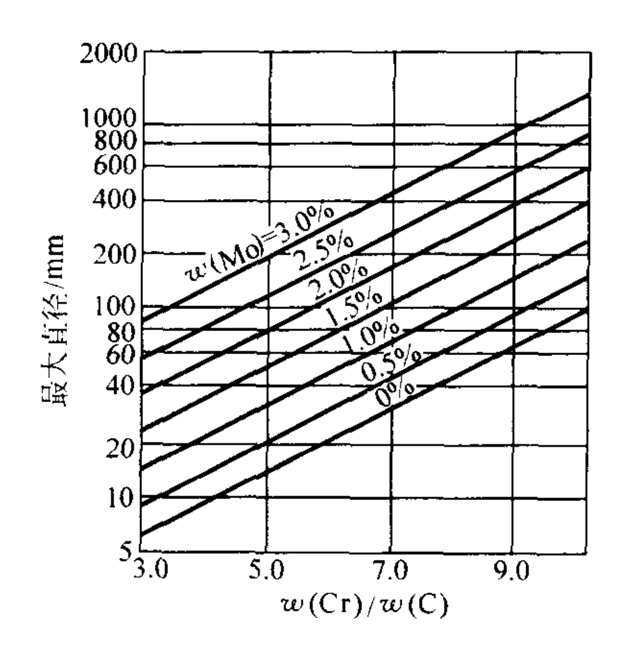


图 2.1-158　铬碳比与工件最大淬透直径的关系

Mo) − 0.029

略去常数项，基体中的钼量大约占总质量分数的 23%左右，这部分钼能直接起到提高淬透性的作用。钼对马氏体开始转变温度 Ms 影响不大。钼如能与铜、锰联合应用时，其提高淬透性的效果更好。

铜不溶于碳化物，完全溶于金属基体中，因此可以充分发挥它提高淬透性的作用，但铜降低 Ms 温度，会造成较多的残余奥氏体，且铜在奥氏体中的溶解度也不高，一般质量分数在 2%左右。

锰既进入碳化物又溶解于基体。锰对稳定奥氏体很有效。锰和钼联合使用时对提高淬透性非常有效。例如对（质量分数）C = 2.8% ~ 3.1%、Si = 0.3% ~ 0.7%、Cr = 12% ~ 14%的高铬铸铁，用 Mn = 3.6% 只能淬透 40 mm，用 Mo = 0.6% 只能淬透 10 mm，但同时用 Mo = 0.6% 和 Mn = 3.6%，则能淬透150 mm。由于锰剧烈地降低 Ms 点，故质量分数一般控制在 1.0%以下。

硅在铸铁中是降低淬透性的元素，一般控制质量分数在 0.3% ~ 0.8%之间。

常用高铬铸铁的成分及牌号列于表 2.1-141。由表可见，常用的高铬铸铁有三种，即 15Cr − 3Mo，15Cr − 2Mo − 1Cu 及 20Cr − 2Mo − 1Cu。超高碳的 15Cr − 3Mo 用于制造承受很小应力或一些不受冲击的输送磨料或浆料的零件。高碳的 15Cr − 3Mo 用于断面厚度 70 mm 的大多数抗磨零件。中碳的 15Cr − 3Mo 也可用于这类场合，其淬透的断面厚度可达 90 mm。低碳的 15Cr − 3Mo 主要用于厚断面铸件。15Cr − 3Mo 牌号的高铬铸铁，适用面较广，有“王牌”高铬铸铁之称。15Cr − 2Mo − 1Cu 是 15Cr − 3Mo 的变种，在同样碳量时，有更大的淬透性，适用于大断面铸件，且原材料价格也低。20Cr − 2Mo − 1Cu 是淬透性最高的一种高铬铸铁，适用于厚大断面的复杂件。

表 2.1-141　常用高铬铸铁成分

元素的质量分数 /%		15Cr − 3Mo				15Cr − 2Mo − 1Cu	20Cr − 2Mo − 1Cu
		超高碳	高碳	中碳	低碳		
C		3.6 ~ 4.3	3.2 ~ 3.6	2.8 ~ 3.2	2.4 ~ 2.8	2.8 ~ 3.5	2.6 ~ 2.9
Mn		0.7 ~ 1.0	0.7 ~ 1.0	0.6 ~ 0.9	0.5 ~ 0.8	0.6 ~ 0.9	0.6 ~ 0.9
Si		0.3 ~ 0.8	0.3 ~ 0.8	0.3 ~ 0.8	0.3 ~ 0.8	0.4 ~ 0.8	0.4 ~ 0.9
Cr		14 ~ 16	14 ~ 16	14 ~ 16	14 ~ 16	14 ~ 16	18 ~ 21
Mo		2.5 ~ 3.0	2.5 ~ 3.0	2.5 ~ 3.0	2.4 ~ 2.8	1.9 ~ 2.2	1.4 ~ 2.0
Cu						0.5 ~ 1.2	0.5 ~ 1.2
S		< 0.05	< 0.05	< 0.05	< 0.05	< 0.05	< 0.05
P		< 0.10	< 0.10	< 0.10	< 0.10	< 0.06	< 0.06
空冷时不产生珠光体的最大断面/mm			70	90	120	200	> 200
硬度 HRC	铸态		51 ~ 56	50 ~ 54	44 ~ 48	50 ~ 55	50 ~ 54
	淬火		62 ~ 67	60 ~ 65	58 ~ 63	60 ~ 67	60 ~ 67
	退火		40 ~ 44	37 ~ 42	35 ~ 40	40 ~ 44	38 ~ 43

② 高铬白口铸铁的铸造工艺　高铬白口铸铁与其他白口铸铁类似，具有热导率低、收缩性大、塑性差、切削性能也差的特点。在实际生产中，许多高铬铸铁件寿命短的原因，并不是金相组织不符合要求，而往往是由铸件内部存在缩松、气孔和夹杂等铸造缺陷引起的，所以必须引起足够的重视。

白口铸铁的铸造工艺，应结合铸钢和铸铁的特点，充分补缩，其原则与铸钢件相同（采用冒口和冷铁，遵守顺序凝固，模样缩尺可取 2%）。冒口尺寸按碳钢设计，浇注系统则可按灰铸铁计算，但应把各断面积增加 20% ~ 30%。高铬铸铁脆性大，不宜用气割去除冒口，故设计时宜用侧冒口或易割冒口。

铸造工艺设计上应注意不让铸件的收缩受阻，以免造成开裂。铸件在铸型中应充分冷却，然后开箱，如确需在高温开箱，应迅速移入保温炉或绝热材料中缓冷。

高铬铸铁不宜用冲天炉熔炼，因为铬的烧损太大，且极易与碳化合，碳量也不易控制。高铬白口铸铁可以在任何电炉中熔化，炉衬可以是碱性、中性或酸性的。炉料用废钢、低硅生铁、回炉料、中碳或高碳铬铁。钼以钼铁或氧化钼加入，铜以电解铜加入。铜和钼烧损小，而铬烧损大，质量分数约 5% ~ 15%，故需在最后加入。炉料通常在全装料后熔化，一般用不氧化法。感应炉中熔化温度不必太高，1 480℃已经足够，这是因为熔池本身有搅拌作用。电弧炉中熔化要到 1 560℃，成分才得以均匀化，也使增碳容易。

浇注温度不要太高，以避免收缩过大和黏砂，低温浇注也有利于细化树枝晶和共晶组织。浇注温度一般比液相线温度高 55℃，小件可为 1 380 ~ 1 420℃，厚 100 mm 以上的铸件可更低些，在 1 350 ~ 1 400℃，也不会出现问题。

③ 高铬白口铸铁的热处理　高铬铸铁在铸型中冷却过程中，基体一般过饱和地溶解了合金元素和碳元素，处于不

稳定状态。在以后的热处理过程中，随加热温度的升高，碳及合金元素的扩散能力逐渐增加，将导致颗粒状或针条状的二次碳化物析出。另一方面，当加热温度超过其共析转变温度时，随加热温度的升高，奥氏体中碳和合金元素的溶解度也随之升高。当某区域奥氏体溶解度大于本身实际含量时，又将导致已析出的二次碳化物重新溶入奥氏体。因此，加热过程是二次碳化物析出和溶入的动态过程。加热温度低于一定温度时，二次碳化物以析出为主，加热温度高于一定温度时，二次碳化物则以溶入为主。保温过程是加热过程的继续，二次碳化物是进一步析出还是溶入，主要取决于保温温度。热处理冷却过程中，由于奥氏体中合金元素及碳溶解度的减小，将可能引起二次碳化物再度析出，这主要取决于冷却速度。快速冷却时，二次碳化物的析出受抑制，缓慢冷却时，二次碳化物将充分析出。二次碳化物的析出，将使奥氏体中碳及合金元素含量降低，提高马氏体转变温度 Ms 和 Mf 点，有利于空淬时增加马氏体数量，减少残余奥氏体量。同时，也导致奥氏体转变曲线左移，降低淬透性。热处理中应运用恰当。

淬火时的冷却是连续冷却过程，可用连续冷却转变曲线（CCT 曲线）来描述高铬铸铁的转变规律。图 2.1-159 和图 2.1-160 是两种典型高铬铸铁的连续冷却转变曲线。它可预计某尺寸零件冷却后获得的组织及相应的维氏硬度 HV。F. Maratray 等人通过大量的模拟试验，得出了空淬时不出现珠光体的最大直径 D（mm）

$$\lg D = 0.32 + 0.158\frac{Cr}{C} + 0.385Mo$$

淬火时加热温度的选择是至关重要的。一般应根据含铬量和零件壁厚来选择最佳淬火温度。淬火温度越高，淬透性越高，但淬火后形成的残余奥氏体数量也有可能越多。随合金中含铬量的增加，二次碳化物开始析出到转变为溶入为主的温度范围向高温方向移动，故合适的淬火温度也将随含铬量而变。铬的质量分数为 15% 的白口铸铁，得到最大硬度的淬火温度是 940～970℃，而铬的质量分数为 20% 时，则为 960～1 010℃。同时，淬火温度与铸件壁厚密切相关，壁越厚，淬火温度应选得越高。保温时间一般可根据铸件壁厚，选择为 2～4 h，厚壁零件可适当延长至 4～6 h。

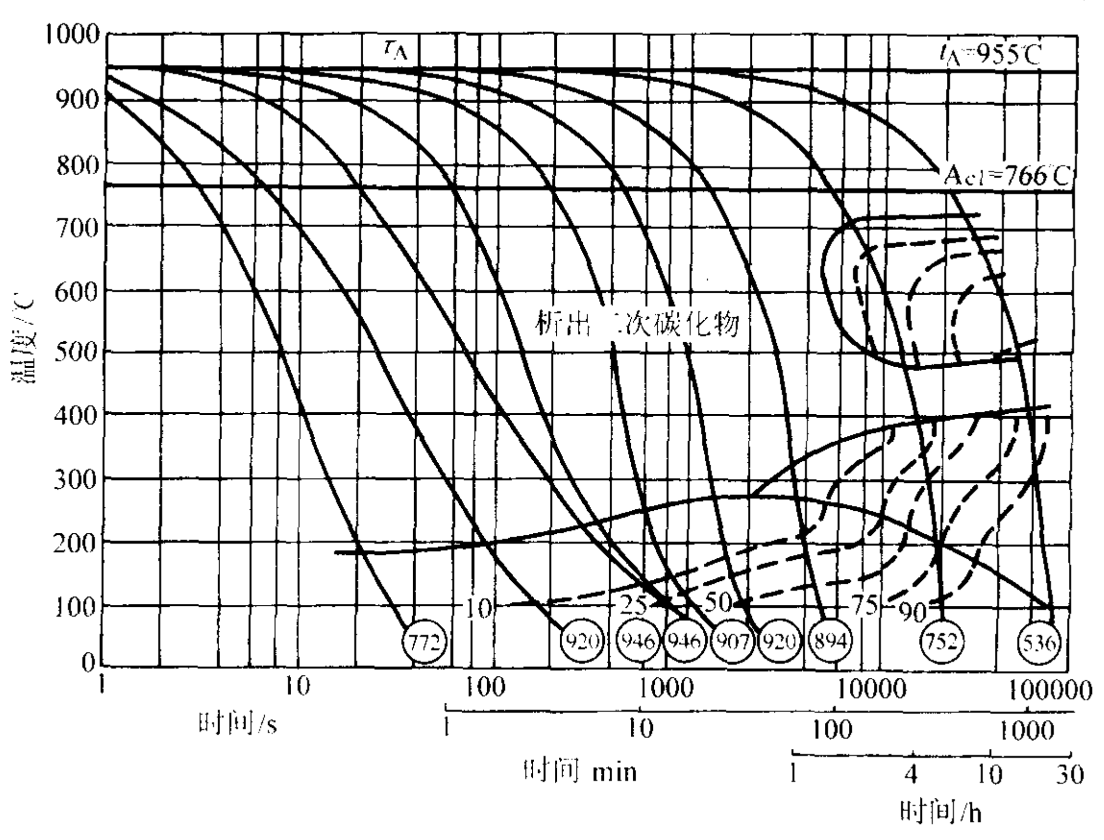


图 2.1-159　15Cr－3Mo 高铬白口铸铁的连续冷却转变曲线

注：铸铁化学成分（质量分数,%）：C＝2.51，Cr＝14.70，Mo＝2.62，Si＝0.47，Mn＝0.80

t_A—奥氏体化温度　τ_A＝奥氏体化时间（20 min）Ac_1—加热时共析温度的下限　⊙中数字为 HV 硬度值

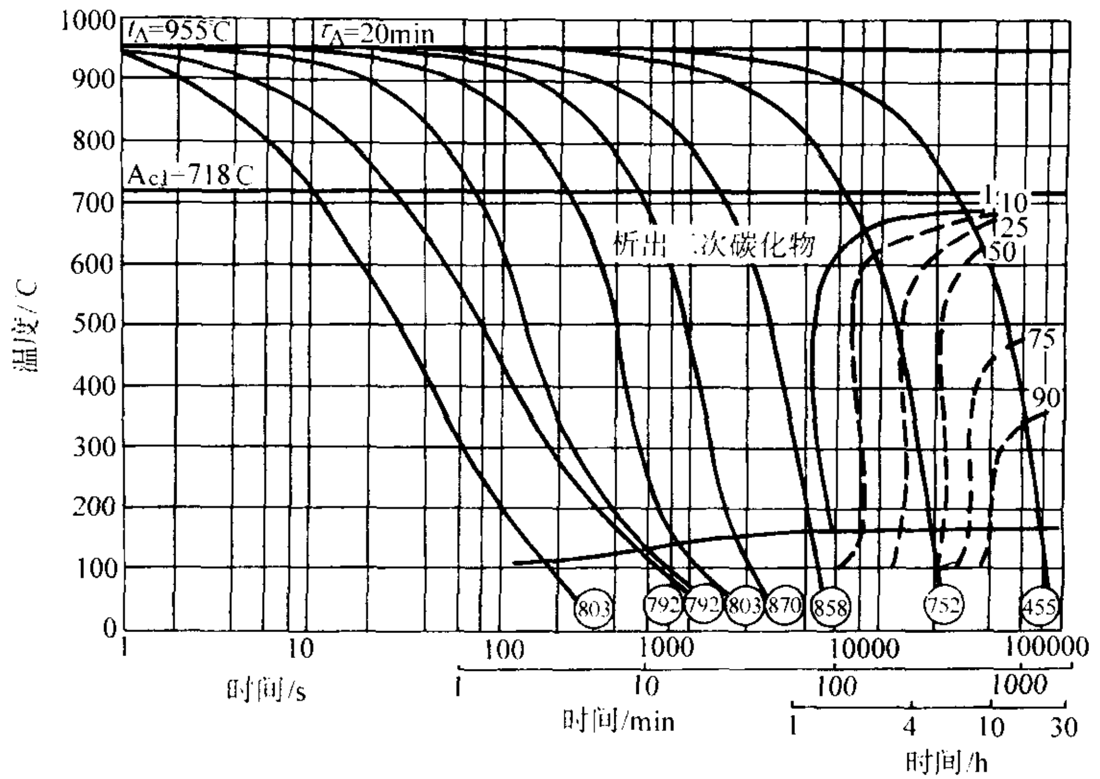


图 2.1-160　15Cr－2Mo－1Cu 高铬白口铸铁的连续冷却转变曲线

铸铁成分（质量分数,%）：C＝3.32，Cr＝14.63，Mo＝2.08，Cu＝1.02，Si＝0.58，Mn＝ 0.72

τ_A＝奥氏体化时间（20 min）　Ac_1—加热时共析温度的下限　⊙中数字为 HV 硬度值

淬火后的高铬铸铁件，存在较大的内应力，应尽快回火处理。理论研究表明，从消除淬火内应力的角度，而又不降低硬度，回火温度应选择在 400～450℃为宜。同时，回火处理还能使残余奥氏体减少，淬火马氏体变为回火马氏体。

有些高铬铸铁件需要切削加工，加工前需退火处理。15Cr－3Mo 高铬铸铁的退火工艺为：随炉缓慢升温至 950℃，至少保温 1 h，炉冷至 820℃，以后以小于 50℃/h 的速度冷至 600℃，600℃以下便可置于静止空气中冷却。退火后其硬度可降低至 36～43HRC。

④ 高铬白口铸铁的力学性能　高铬铸铁主要用于抵抗磨损的场合，因此人们关心的力学性能指标主要有：硬度、韧性和强度。而影响这些指标的主要因素无非是碳化物类型与数量，以及基体类型。

前面已经指出，影响碳化物数量的主要因素是铸铁的含碳量。由表 2.1-142 可见，当铬量不变时，随含碳量的增加，硬度增加，而断裂韧性降低。图 2.1-161 则表明增加碳含量，使强度性能降低。

表 2.1-142　碳对高铬白口铸铁（w（Cr）＝15%）硬度和断裂韧度的影响

碳的质量分数/%	0.8	1.1	1.4	2.1	2.8	3.4
硬度 HV①	425/630	320/680	350/750	485/790	510/825	530/850
断裂韧度 K_{1C}/MPa·m$^{1/2}$	41.8/29.2	35.2/29.9	29.8/29.9	27.3/26.1	23.9/22.8	17.7/17.9

① 分子－铸态硬度，分母－淬火态硬度。

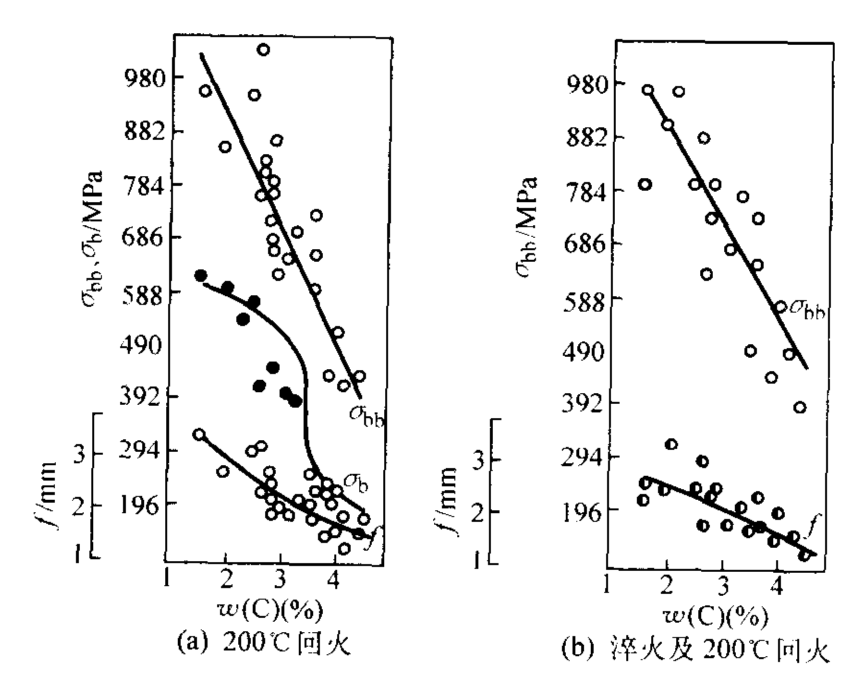


图 2.1-161　碳对高铬铸铁抗弯强度 σ_{bb}、抗拉强度 σ_b 和挠度 f 的影响

铸件成分（质量分数,%）：Si＝0.6，Mn＝0.8，Cr＝12～14，Mo＝1.5

影响碳化物类型的因素主要是铬碳比。要考察碳化物类型对铸铁力学性能的影响，必须将碳化物数量恒定才有效。图 2.1-162 为碳化物含量基本相同时，Cr/C 对铸铁断裂韧度 K_{1c}的影响。在 Cr/C 低时，提高 Cr/C 将改善碳化物形态，使 K_{1c}显著提高；但当 Cr/C 高时，再提高 Cr/C，碳化物形态改变不大，只是提高了基体固溶强化程度，使 K_{1c}有所降低。Cr 对抗弯强度 σ_{bb}和抗拉强度 σ_b也有类似的影响（见图 2.1-163）。而 Cr/C 对铸铁硬度的影响不显著，随 Cr/C 增加，硬度稍有增加。

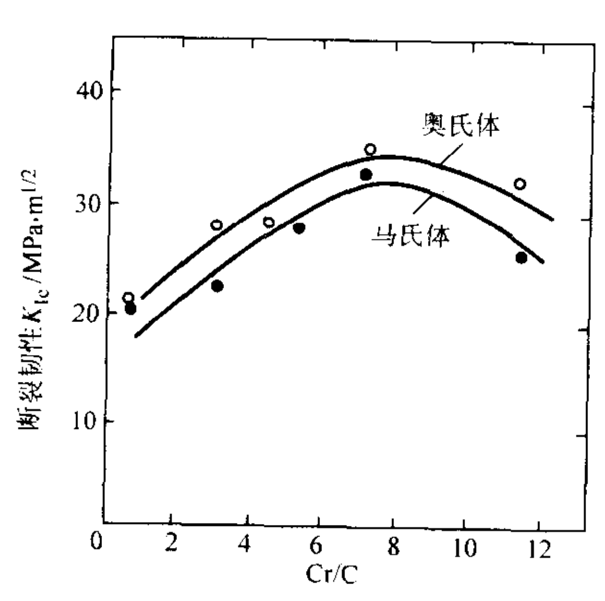


图 2.1-162　碳化物体积占 23%～25%时，Cr/C 对高铬铸铁 K_{1C}的影响

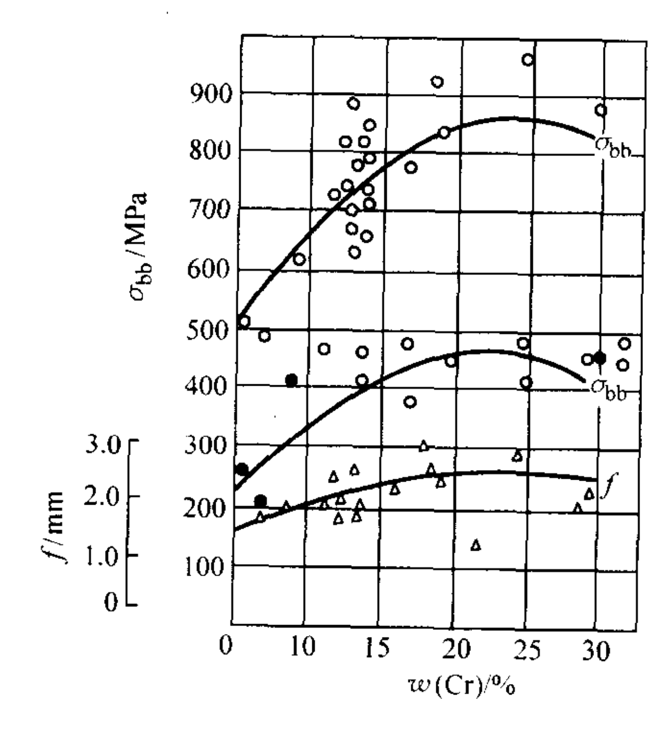


图 2.1-163　铬对白口铸铁强度性能的影响

化学成分（质量分数,%）：C＝2.7～3.1，Cr＝5.07～31.1

基体类型的影响一般是：基体越软，断裂韧度越高（见图 2.1-162）。对抗弯强度的影响是：随马氏体基体中奥氏体数量的增加，抗弯强度降低。

⑤ 高铬白口铸铁的应用　高铬白口铸铁磨损性能的优劣，是决定其应用场合的重要依据。材料的磨损性能，并非只决定于材料本身的性能，而与磨损系统的具体条件有关。即不能用材料的一种磨损试验来笼统地评价该材料的磨损特性，必需针对不同的磨损条件设计磨损试验。因此，从应用的角度来考虑，高铬铸铁的现场实地磨损试验，最能说明问题。

表 2.1-143 是几种耐磨材料对矿石浆的抗磨性对比。表 2.1-144 是几种材料在湿磨钼矿石条件下制成 ϕ65 mm 磨球时实际抗磨性对比。由此两表都能很清楚地看出，高铬白口铸铁的耐磨性，在几种被试验的材料中都是最好的。

表 2.1-143　各种材料对矿石浆的抗磨性对比

材料（质量分数）	基体组织	w（C）/%	硬度 HRC	比磨损①
高铬铸铁（Cr＝15%，Mo＝3%）	马氏体	3.3	58	28
高铬铸铁（Cr＝27%）	马氏体	3.1	57	48
镍硬铸铁（Ni＝4%，Cr＝2%）	马氏体	3.3	57	80
白口铸铁（Cr＝1%）	珠光体	3.3	47	100
Cr－Mo 低合金钢	马氏体	1.5	57	180

① 以 w（Cr）＝1%白口铸铁磨损量为 100 计，数值越小，说明抗磨性越高。

表 2.1-144　ϕ65 mm 磨球磨钼矿时抗磨性对比

材料	化学成分（质量分数）/%						硬度 HBW	比磨损
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu		
锻钢	1.0	0.4	0.7	0.3	—	—	690	100
高铬铸铁	3.1	0.5	0.8	12.0	0.35	—	710	90
马氏体白口铸铁	3.2	0.4	3.3	—	0.3	0.9	650	108

球磨机磨球应用高铬铸铁来生产，取得了很好的使用效果，国内外生产量在不断增长。仅日本 20 世纪 80 年代初，高铬铸铁磨球用量就达到磨球总用量的 40%左右。高铬铸铁用于磨球，其基体组织可有三种状态：马氏体基体、珠光体基体和奥氏体基体。水泥行业中，马氏体基体磨球使用效果最佳。奥氏体基体磨球主要适用于湿磨工况。珠光体型基体的高铬铸铁，冲击疲劳抗力最高，在冲击较大的场合下，稍微牺牲一些耐磨性，采用珠光体型基体磨球也是值得的。球磨机在湿磨工况条件下，高铬铸铁磨球的耐磨性为低铬铸铁磨球的 1.3～2.6 倍，特别当矿物中游离 SiO_2 质量分数超过 16%后，两种铸铁的耐磨性差距将逐渐减小，选用时需注意它们各自的经济性。常用的马氏体基体高铬铸铁磨球的化学成分是（质量分数）：C = 2.0% ～2.4%，Si = 0.3% ～1.0%，Mn = 0.3% ～0.6%，Cr = 15% ～19%，Mo = 0.25% ～0.85%，P、S < 0.06%。奥氏体基体高铬铸铁磨球的成分，除含锰量（质量分数）控制在 1.0%，含铬量增至 23% ～27%外，其余元素的含量可基本上不作大的改变。

球磨机中的衬板也可采用高铬铸铁材质。日本栗本铁工所在大型球磨机上应用高铬铸铁衬板，取得了良好的效果。

6.1.3　抗磨球墨铸铁

抗磨球墨铸铁通常是指以马氏体、贝氏体为主要基体的高硬度的球墨铸铁。

（1）马氏体抗磨球墨铸铁

1）马氏体抗磨球墨铸铁的化学成分、金相组织与力学性能　马氏体抗磨球铁的化学成分见表 2.1-145，对应的金相组织和力学性能见表 2.1-146。

对 ϕ60 mm 马氏体球墨铸铁磨球在自由落程 4.2 m、最大冲击功 35J 的落球式冲击疲劳试验机上进行磨球冲击疲劳抗力的试验，试验结果见表 2.1-147。马氏体球墨铸铁磨球疲劳剥落失重量与高铬铸铁磨球相近而远优于中锰球墨铸铁磨球。

表 2.1-145　马氏体球墨铸铁的化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	S	P	$Mg_残$	$RE_残$
3.4～3.9	2.2～2.5	0.8～1.2	≤0.03	≤0.15	0.03～0.05	0.03～0.04

表 2.1-146　马氏体球墨铸铁的金相组织和力学性能

状态	金相组织	硬度 HRC	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}
淬火 + 低温回火	马氏体 + 球状石墨 + 残余奥氏体	≥52	≥8

注：冲击韧度试样 10 mm × 10 mm × 55 mm 无缺口。

表 2.1-147　磨球跌落冲击疲劳抗力试验结果

磨球种类	每万次冲击平均单球剥落失重/g	跌落后磨球表面硬度 HRC
马氏体球墨铸铁	2.33	54～57
高铬铸铁	3.82	60～63
中锰球墨铸铁	110.0	50～55

2）马氏体抗磨球墨铸铁的热处理　欲获得高硬度的马氏体基体的球墨铸铁，应进行淬火处理，通常是在水玻璃水溶液中淬火，淬火温度为 830～880℃。

淬火后应及时进行回火，使淬火马氏体转变为回火马氏体，以消除淬火应力。由于马氏体球墨铸铁不含合金元素，为使马氏体硬度不下降很多，回火温度宜选择在 250℃左右。

3）马氏体抗磨球墨铸铁的抗磨性与应用　马氏体抗磨球墨铸铁常用于冲击磨料磨损工况。马氏体球墨铸铁冲击磨损抗磨性见图 2.1-164，马氏体球墨铸铁残余奥氏体量对冲击磨损的影响见图 2.1-165。从图中可见，低奥氏体量的马氏体球墨铸铁具有良好的抗磨性。

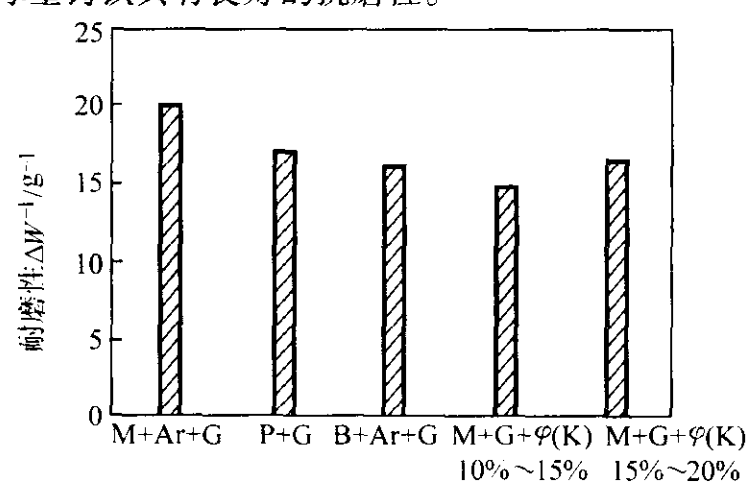


图 2.1-164　球磨铸铁与麻口铸铁的冲击磨损抗磨性

M—马氏体；Ar—残余奥氏体；G—球磨铸铁；P—球光体；B—贝氏体；K—碳化物；W—磨损失重

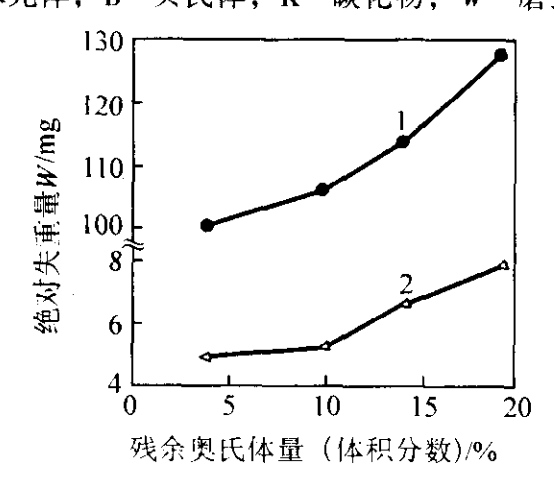


图 2.1-165　球磨铸铁中残余奥氏体量与冲击磨损失重的关系

1—30/70 筛号硅砂；2—60 筛号精制玻璃砂

马氏体抗磨球墨铸铁用作球磨机磨球和中小型水泥球磨机衬板，物美价廉，取得了较好的应用效果。马氏体球墨铸铁磨球在水泥厂 ϕ1.5 m × 5.7 m 生料磨第一仓试验结果见表 2.1-148，磨球破碎率（质量分数）为 0.102%。在 ϕ1.87 m × 7.1 m 水泥球磨机中磨耗 82.5 g/t 水泥，破碎率（质量分数）1.26%。

表 2.1-148　马氏体球铁磨球在水泥厂生料磨试验结果

磨球材质	普通锻钢球	高铬铸铁球	马氏体球墨铸铁球
磨耗/g·t^{-1}	700	82	106.3

（2）贝氏体抗磨球墨铸铁

1）贝氏体抗磨球墨铸铁的化学成分、金相组织与力学性能　贝氏体抗磨球墨铸铁的化学成分见表 2.1-149，对应

的金相组织和力学性能见表 2.1-150。

合金元素锰的作用在于推迟奥氏体向珠光体的转变，抑制珠光体的形成，从而为得到更多的贝氏体创造了条件。并且它使高温相变区和中温相变区分离，显著降低马氏体开始转变温度。

合金元素硅对锰碳化物的形成有较好的抑制作用。在硅的质量分数为 2.8% 时，锰的质量分数为 2.0%时即出现了碳化物；当硅的质量分数为 3.1% 时，锰的质量分数为 3.0% 时才有少量碳化物出现；当硅的质量分数提高到 3.4%时，锰的质量分数为 3.5%时才能有部分碳化物析出。

加入少量的硼元素，对获得贝氏体基体是有益的。

表 2.1-149　贝氏体球墨铸铁的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	P	S	Mg	RE	B
3.4～3.8	2.5～3.5	2.0～3.5	≤0.1	≤0.05	0.03～0.05	0.03～0.05	适量

表 2.1-150　贝氏体球墨铸铁的金相组织和力学性能

状态	金相组织	HRC	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}
淬火＋回火	贝氏体＋马氏体＋残余奥氏体＋球状石墨	≥50	≥10

注：冲击韧度试样 20 mm×20 mm×110 mm 无缺口。

图 2.1-166 为锰对球墨铸铁力学性能的影响。抗拉强度和冲击韧度随锰含量的增加而下降，特别在锰的质量分数大于 2.5%以后，下降幅度较大。当锰的质量分数为 1.5%～2.5%时，强度值处于高的水平。硬度则在锰的质量分数为 2.0%～3.0%时出现最大值。

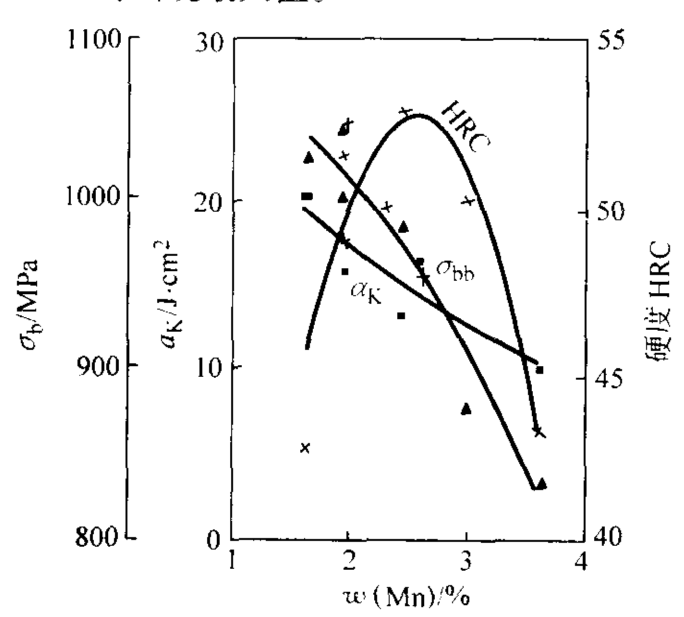


图 2.1-166　Si 的质量分数为 3.1%时，锰对球墨铸铁力学性能的影响

在高度为 3.4 m 的落球试验机，以剥落层平均直径大于 30 mm 时为失效判据，磨球的冲击疲劳试验见表 2.1-151。试验结果表明，贝氏体磨球冲击疲劳性能远远高于中锰球墨铸铁磨球，也优于高铬铸铁磨球。相当于中锰磨球寿命的 8 倍及高铬铸铁磨球的 1.5～2 倍。

表 2.1-151　各类磨球落球试验对比

磨球种类	落球次数/次	剥落尺寸/mm
中锰球墨铸铁磨球	3 266	48
高铬铸铁磨球	1 000～20 000	33
贝氏体球墨铸铁磨球	25 933	35

2) 贝氏体抗磨球墨铸铁的热处理　欲获得硬度与韧度较好的贝氏体球墨铸铁，须进行特殊介质的淬火，通常是在水玻璃水溶液中淬火并及时回火。

奥氏体化温度对硬度值的影响如图 2.1-167 所示。温度在 820～900℃之间，硬度值均在 50HRC 以上。金相组织表明，随着奥氏体化温度的提高，贝氏体逐渐减少，奥氏体含量逐渐增多。

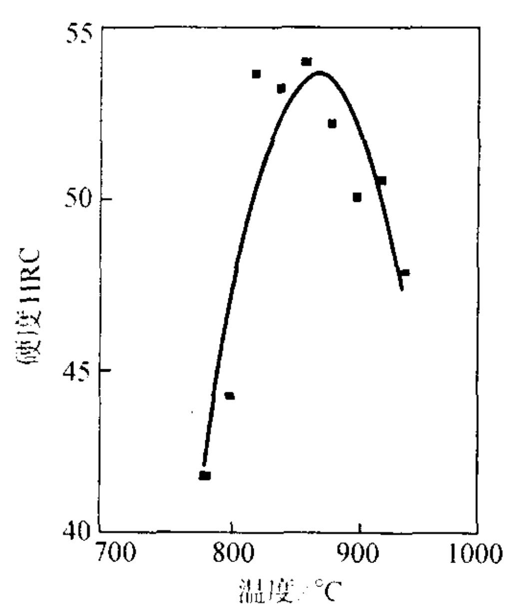


图 2.1-167　奥氏体化温度对贝氏体－马氏体球墨铸铁硬度的影响

淬火温度对贝氏体球墨铸铁及马氏体球墨铸铁硬度与冲击韧度的影响见图 2.1-168，在 875℃时，硬度和冲击韧度的配合较好。

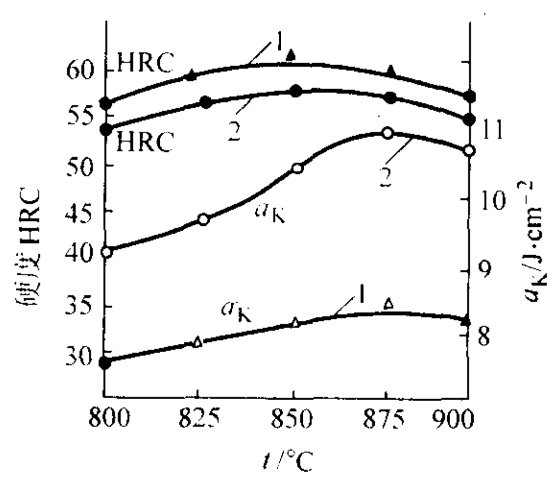


图 2.1-168　淬火温度对球墨铸铁力学性能的影响

（冲击试样 20 mm×20 mm×110 mm 无缺口）

1—马氏体球铸铁；2—马氏体－贝氏体球墨铸铁

回火温度对组织和性能有较大影响，当回火温度在 500℃ 以上时，硬度下降幅度较大。低温回火后，冲击吸收功比淬火时显著提高。随着回火温度的提高，残余奥氏体量逐渐减少。

3) 贝氏体抗磨球墨铸铁的抗磨性与应用　贝氏体抗磨球墨铸铁因硬度较高、韧度和抗冲击疲劳性能较好，常用作球磨机磨球和中小型球磨机衬板。用作磨球时的磨耗见表 2.1-152。

6.2　耐热铸铁

在工业生产中，经常遇到金属零件或设备在高温气氛中工作。当金属在高温下与各种气体接触时，会发生反应，在表面生成化合物固体膜。一般把金属从表面开始逐渐向非金属化合物变化的现象统称为金属的氧化。另一方面金属在高温下工作，其体积还将发生不可逆的胀大，这种现象又称作金属在高温下的生长。

铸铁在高温条件下工作，也会发生氧化和生长。氧化将减少铸件的有效断面积，降低铸件的承载能力；生长则在造成铸件尺寸不可逆增大的同时，大大降低力学性能。故应尽可能减小铸铁氧化和生长带来的危害，这就导致了耐热铸铁的产生。所谓耐热铸铁即指在高温条件下具有一定的抗氧化和抗生长性能，并能承受一定载荷的铸铁。

耐热铸铁一般按加入合金元素不同而分类，基本可分为三类：含硅耐热铸铁，含铝耐热铸铁和含铬耐热铸铁。耐热

表 2.1-152 抗磨贝氏体球墨铸铁磨球装机试验结果

粉碎物料	磨机尺寸（直径/m）×（长/m）	考核/月	考核地点	磨耗/$g\cdot t^{-1}$	碎球率/%	矿石普氏硬度 f
铜矿	$\phi 2.7\times 2.8$	3	河北承德寿王坟铜矿	550		8~12
铜矿	$\phi 2.7\times 3.6$	6.5	江西铜业公司武山铜矿	500	0.81	8~12
铁矿	$\phi 2.7\times 2.1$	2	辽宁省本溪草北铁矿	285	0.7	>10
金矿	$\phi 1.0\times 1.5$	3	山东招远金矿	800	0	16~18
水泥	$\phi 2.4\times 9$	2	辽宁省本溪水泥厂	95	基本无破碎	
水泥	$\phi 1.83\times 6.1$	1	湖南省祁东水泥厂	83.4	0.32	
煤	$\phi 2.5\times 4.0$	3	本模发电厂	79	0	

铸铁可按其抗氧化和抗生长性予以分级，见表 2.1-153，根据表上所制定的分级标准，我们可以评定在某一温度下铸铁的耐热性能。同时也可把铸铁在某一温度下经 150 h 加热后的生长小于 0.2%，平均氧化速度小于 0.5 $g/m^2\cdot h$ 的温度称为这种铸铁的耐热温度。

表 2.1-153 耐热铸铁的耐热性分级

稳定性分级	稳定性特点	氧化增重（加热 150 h 后）/$g\cdot(m^2\cdot h)^{-1}$	生长（加热 150 h 后）/%
1	完全稳定性	≤0.1	≤0.05
2	稳定性	0.1~1.0	0.05~0.15
3	次稳定性	1.0~3.0	0.15~0.50
4	弱稳定性	3.0~10.0	0.50~1.50
5	不稳定性	>10.0	>1.50

6.2.1 铸铁在高温下的氧化

了解铸铁氧化过程的进行、产物、规律及其影响因素，其目的是为防止铸铁氧化提供理论依据和有效措施。

（1）氧化过程

根据 Fe－O 状态图，Fe 在高温下与氧作用会形成三种不同的产物，即 FeO、Fe_3O_4 和 Fe_2O_3。在低于 570℃时，FeO 将分解成 $Fe+Fe_3O_4$。因此，在不同的温度范围内就有不同的氧化产物。低于 570℃时，氧化产物为紧靠金属基体的 Fe_3O_4 上覆盖一层很薄的 Fe_2O_3；高于 570℃时，氧化产物则为紧靠金属基体的 FeO，中间为较薄的 Fe_3O_4，表面为一层最薄的 Fe_2O_3。其中 FeO 具有立方晶系结构；Fe_3O_4 和 γFe_2O_3 具有六方晶系结构；而 αFe_2O_3 具有斜六面体晶系结构。

铁在高温下的氧化过程可分为三个步骤：

1）氧原子在铁表面形成化学吸附，其厚度一般为 0.2 nm。

2）受 Fe－O 化学反应速度控制的氧化过程　吸附在铁表面的氧与铁迅速反应，生成一层紧密的 FeO 膜，其厚度为 1.0×10^{-8}m（100 Å），温度较低时，氧的供给超出化学反应所需的氧，此时的氧化过程就受化学反应速度所控制。随反应过程的持续进行，FeO 膜在整个表面可逐渐增厚至 5.0×10^{-8}m（500 Å）。但在高温时（1 000℃），铁的氧化速度便要受到氧的供应速度的控制。

3）受扩散速度控制的氧化过程　FeO 不断增厚到一定程度时，会隔绝氧与金属基体的直接接触，从而减缓了铁的进一步氧化，此时铁的氧化就开始受金属铁离子通过 FeO 膜不断扩散至表面与氧反应，或氧单向通过 FeO 膜扩散至金属/氧化物界面与铁反应的扩散过程所控制。氧化膜的成长速度完全受离子扩散运动规律所控制，也受氧化膜的性质和厚度所控制。

（2）影响铸铁氧化的因素

影响铸铁氧化的主要因素有氧化膜的性质、合金元素以及基体和石墨特征，以下分别加以论述。

1）氧化膜性质的影响　铁氧化时，当氧化膜达到一定的厚度，氧化速度就会减慢，从而对金属产生一定的保护作用，因此氧化膜的性质即氧化膜是否完整将影响铸铁是否继续氧化的重要因素。

氧化膜的完整性可用毕林—彼得沃尔斯（Piiling－Bedworth）原理来表述。氧化过程中形成的金属氧化膜是否具有保护性，其必要条件是，氧化时所生成的金属氧化膜体积（V_{MO_2}）比生成这些氧化膜所消耗的金属体积（V_M）要大，称 *PB* 比，用 γ 表示，即

$$\gamma = V_{MO_2}/V_M$$

$$\gamma = \frac{V_{MO_2}}{V_M} = \frac{\frac{M}{n\rho_1}}{\frac{A}{\rho_2}} = \frac{M\rho_2}{n\rho_1 A}$$

式中，M 为氧化物的相对分子质量；ρ_1 为氧化物的密度；n 为氧化物分子式中金属原子的数量；A 为金属的相对原子质量；ρ_2 为金属的密度。

由上式可见，只有当 $\gamma>1$ 时，金属氧化膜才可能具有保护性。当 $\gamma<1$ 时，所生成的氧化膜疏松、多孔，不可能完全覆盖整个金属表面。

应该指出，$\gamma>1$ 只是氧化膜具有保护性的必要条件。因为在氧化膜生长过程中可能出现应力，致使膜脆弱且易破裂，因而降低或完全丧失保护性；特别当 $\gamma\gg1$ 时（如难熔金属的氧化膜），就更易出现这种情况，如钨的氧化膜 *PB* 比为 3.4，但保护性很差。实践证明，保护性较好的氧化膜，其 *PB* 比稍大于 1。例如铝、钛的氧化膜的 *PB* 比分别为 1.28 及 1.95，具有较好的保护性。表 2.1-154 中列出了一些金属氧化膜的 *PB* 比。

表 2.1-154 一些金属氧化膜的 *PB* 比

氧化物	K_2O	Na_2O	Li_2O	CaO	MgO	Al_2O_3	SiO_2	Cr_2O_3	Fe_3O_4	Fe_2O_3	FeO
PB 比	0.45	0.55	0.58	0.64	0.81	1.28	1.88	2.07	2.10	2.14	2.16

金属氧化物是由金属离子和氧离子组成的离子晶体。如果该晶体绝对纯，且又没有晶格缺陷，则其离子的迁移是非常困难的。而绝大多数金属高温氧化产物都存在晶格缺陷和杂质，因而氧化膜内都不同程度地存在着离子扩散，使氧化

膜具有一定的导电性能。一般用氧化膜的电导率作为判断氧化膜晶格缺陷的一个指标，电导率越大，晶格缺陷越多，离子扩散运动就越剧烈，氧化也越严重，氧化膜的保护性也就越差。一些金属氧化物的电导率见表2.1-155。由表可见，FeO虽有连续致密的氧化膜，但其电导率高，因而其保护性很低，CaO、MgO等氧化物虽有低的电导率，但其 $\gamma<1$，也失去了保护性。只有 Al_2O_3、SiO_2、Cr_2O_3 等氧化物既有连续致密的氧化膜（$\gamma=1.08\sim2.07$），又有低的电导率，因此具有很好的保护性。故在铁液中加入铝、硅、铬等元素，具有防止氧化的作用。

2）合金元素的影响 加入合金元素的目的是为了阻碍主金属铁离子的扩散，防止铁的进一步氧化。合金元素的选择应符合下列条件：

表2.1-155 某些金属氧化物在1 000℃时的电导率

氧化物	BeO	Al_2O_3	CaO	SiO_2	MgO	NiO	Cr_2O_3	CoO	Cu_2O	FeO
电导率 /S·cm^{-1}	10^{-9}	10^{-7}	10^{-7}	10^{-6}	10^{-5}	10^{-2}	10^{-1}	10^{+1}	10^{+1}	10^{+2}

① 元素氧化物的 *PB* 比大于1，且具有低的电导率。

② 元素对氧的亲和力大于铁，具有先于主金属氧化或能还原主金属氧化物的条件。

③ 元素的氧化物与主金属铁的氧化物互不溶解，即合金元素的氧化物能单独存在。

用这些条件衡量防止氧化最有效的元素，还是铝、硅、铬等。铁中加入稀土元素可形成高温稳定性很好的稀土氧化物 CeO_2、Y_2O_3、$YCrO_3$ 等，并且能改善氧化物的附着性，因而能提高抗氧化性能。要使合金元素氧化物形成连续的层下氧化膜，必须要加入足够的合金元素量。

3）铸铁组织对铸铁氧化的影响 铸铁中的石墨在高温氧化气氛下会发生燃烧。石墨越粗大、越连续、数量越多，氧化气氛沿石墨侵入金属基体内部就越严重，氧化过程自然就更加迅速。因此，球状石墨比片状石墨好，而蠕虫状石墨的抗氧化气氛侵入的趋势，则介于球状石墨和片状石墨之间。球化率越高，铸铁的抗氧化和抗生长性能也越好。铸铁晶粒细化，石墨变得细小，不利于铸铁内部氧化。因此孕育处理使晶粒细化，有助于提高铸铁的抗氧化性。

综合以上的分析，防止铸铁氧化的主要措施是：加入合金元素铝、硅、铬等，以形成连续致密的能防止离子扩散的层下氧化膜；采用孕育处理，使共晶团及石墨细化；适当降低碳量，以减少石墨数量；采用球墨铸铁等。

6.2.2 铸铁在高温下的生长

前面已经指出，铸铁在高温下还会发生体积不可逆的膨胀。铸铁的这种生长过程往往随着氧化和组织变化而进行，故铸铁的组织、化学成分、气相成分及工作温度和加热、冷却条件都会影响铸铁的生长量。铸铁的生长量通常用体积和尺寸的增长率来表示。

铸铁在不同的工作温度有不同的生长过程，现分别叙述并讨论主要的预防措施。

1）低于相变（$\alpha\rightarrow\gamma$）温度时的生长 低温生长发生在400~600℃范围内，生长机理是珠光体分解为铁素体和石墨。石墨的析出，是体积膨胀的过程，理论上质量分数为1%的化合碳转变成石墨，其体积要增大2.4%；而铁素体的形成则使力学性能下降。因此，铸铁的低温生长与珠光体分解密切相关，温度越高，越接近相变温度，铸铁的生长量越大；同样，珠光体稳定性差，珠光体分解量越多，铸铁的生长量也越大。

既然低温生长由珠光体石墨化所造成，故减少或消除石墨化过程就成为防止低温生长的基本原则。其措施有：一是使铸铁在使用温度下全部为铁素体基体，可采用提高硅含量使铸态得到完全铁素体基体，或采用低温石墨化退火处理来获得全部铁素体基体。二是加入增加珠光体稳定性的合金元素或降低硅含量，阻止受热时珠光体的分解，可加入铬、锡等元素。通常加入质量分数0.5%~1.5%的铬足以使珠光体在600℃时难以分解。

2）在相变温度范围时的生长 如果铸铁件在相变温度范围上下工作，并不断通过相变温度范围，使铸铁周期性地发生 $\alpha\Leftrightarrow\gamma$ 相变，将导致严重的灾难性生长。其原因大致是：铸铁在加热时 α 铁转变为 γ 铁，由于石墨不断地溶入 γ 铁体内，在原石墨处就会留下微观空洞，随温度的提高，溶入的石墨量越多，留下的微观空洞也越多；而在冷却时 γ 铁中又不断地析出石墨，此石墨沿原空洞处析出的可能性又很小，结果再次造成因石墨析出而发生的体积膨胀。当反复通过相变温度范围时，累积的微观空洞和析出石墨的膨胀量就不断增大，于是造成相当大的灾难性生长。

要防止铸铁在相变温度范围时的灾难性生长，就应该从防止 $\alpha-\gamma$ 相变入手，提高铸铁的相变点温度，使零件的工作点温度低于铸铁相变温度，就可以避免相变引起的灾难性生长；另一方面，也可以在允许的条件下，调整工作温度，使铸铁在工作温度范围处于单相组织状态。这样也就消除了珠光体石墨化过程引起的生长，通常加入铝、硅、铬等合金元素以提高相变点温度并使其成为单相组织。

3）高于相变温度时的生长 高于相变温度时，氧化将变得严重，氧化导致的铸铁不可逆体积增大将占主导地位。因此，要防止高于相变温度时的生长，需要采用防止氧化的原则来处理。

6.2.3 常用耐热铸铁

我国已经规定了耐热铸铁的国家标准（GB/T 9437—1988），各类耐热铸铁的化学成分和常温力学性能见表2.1-156（允许用热处理方法达到表中所规定的性能）。

RTCr、RTCr16、RTSi5、RQTSi4、RQTSi4Mo、RQTSi5、RQTAl22、RQTAl5Si5的典型金相照片见图2.1-169~图2.1-173。

表2.1-156 耐热铸铁牌号、成分、性能（摘自GB/T 9437—1988）

铸铁牌号	化学成分（质量分数）（单数为最大值）/%							抗拉强度 σ_b/MPa≥	硬度 HBS
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al		
RTCr	3.0~3.8	1.5~2.5	1.0	0.20	0.12	0.5~1.0	—	200	189~288
RTCr2	3.0~3.8	2.0~3.0	1.0	0.20	0.12	1.0~2.0	—	150	207~288
RTCr16	1.6~2.4	1.5~3.2	1.0	0.10	0.05	15.0~18.0	—	340	400~450
RTSi5	2.4~3.2	4.5~5.5	0.8	0.20	0.12	0.5~1.0	—	140	160~270
RQTSi4	2.4~3.2	3.5~4.5	0.7	0.10	0.03		—	480	187~269

续表 2.1-156

铸铁牌号	化学成分（质量分数）（单数为最大值）/%							抗拉强度 σ_b/MPa≥	硬度 HBS
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al		
RQTSi4Mo	2.7～3.5	3.5～4.5	0.5	0.10	0.03	Mo 0.3～0.7	—	540	197～280
RQTSi5	2.4～3.2	4.5～5.5	0.7	0.10	0.03	—	—	370	228～302
RQTA14Si4	2.5～3.0	3.5～4.5	0.5	0.10	0.02	—	4.0～5.0	250	285～341
RQTA15Si5	2.3～2.8	4.5～5.2	0.5	0.10	0.02	—	5.0～5.8	200	302～363
RQTAl22	1.6～2.2	1.0～2.0	0.7	0.10	0.03	—	20～24	300	241～364

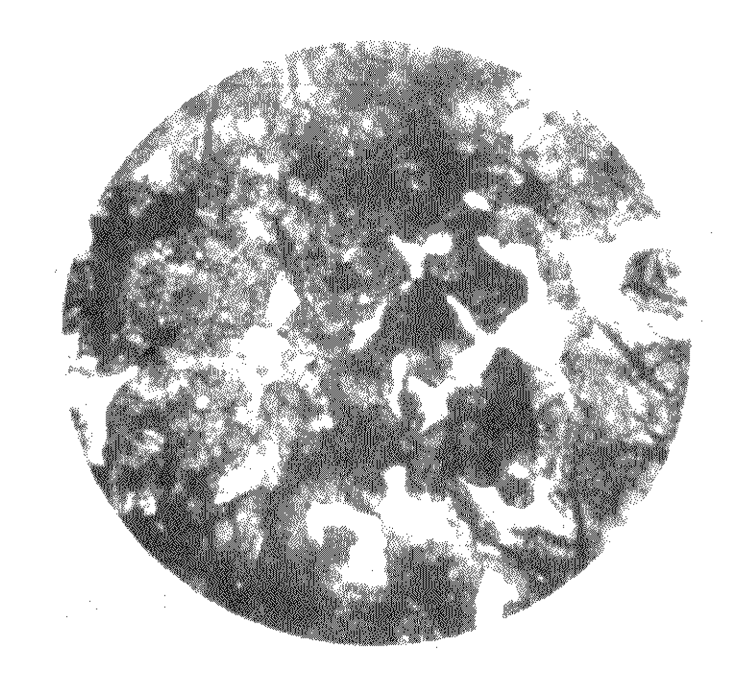


图 2.1-169　RTCr 的金相组织　×200
（白色为渗碳体、二元磷共晶，黑色基体为珠光体，黑色长条为石墨）

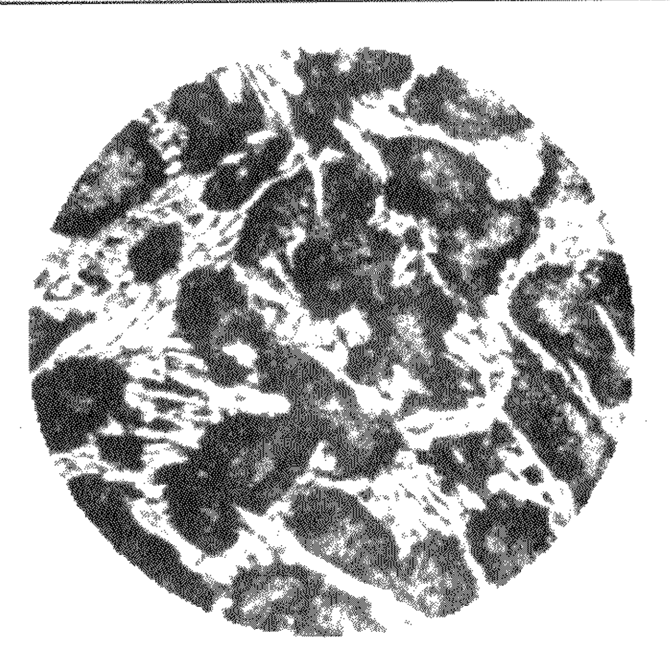
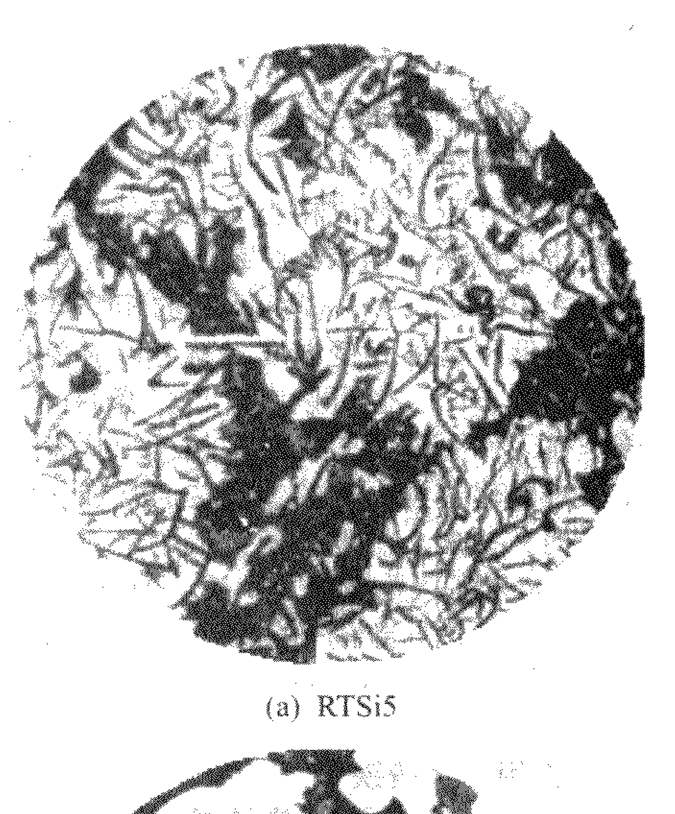
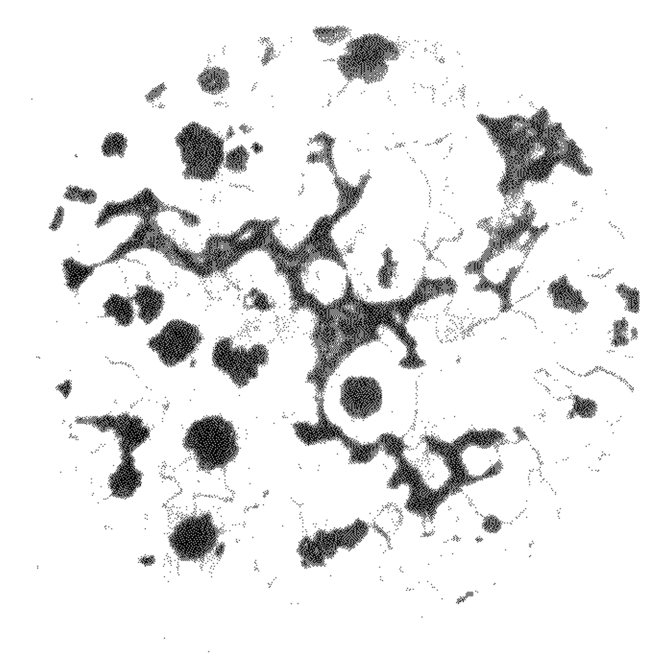


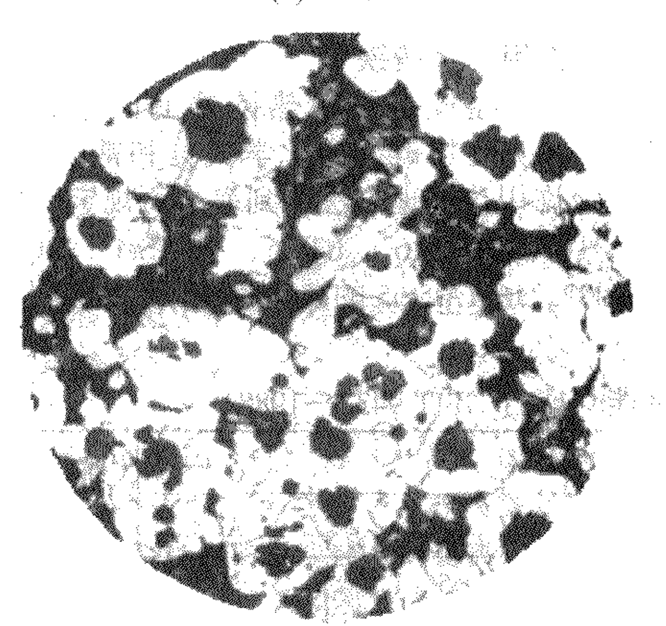
图 2.1-170　RTCr16 金相组织　×200
（白色断续网状为 $(FeCr)_7C_3$ 碳化物，黑色基体为珠光体）



(a) RTSi5



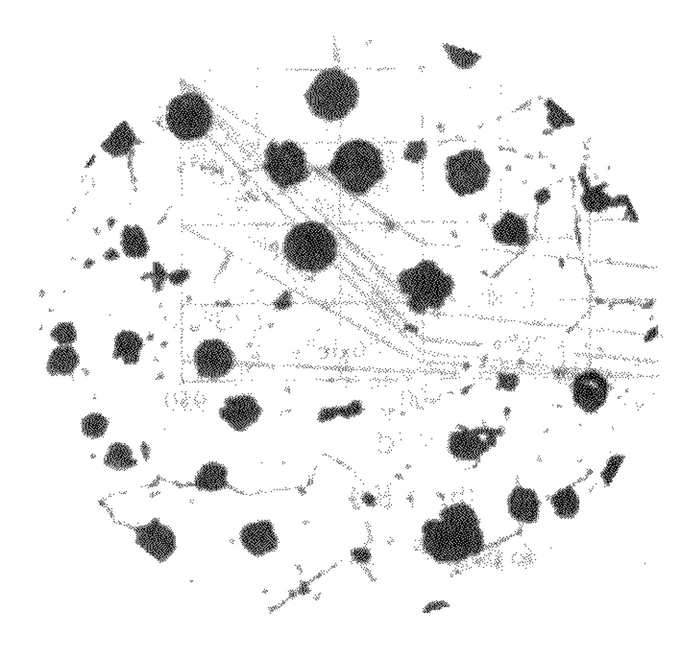
(b) RQTSi4



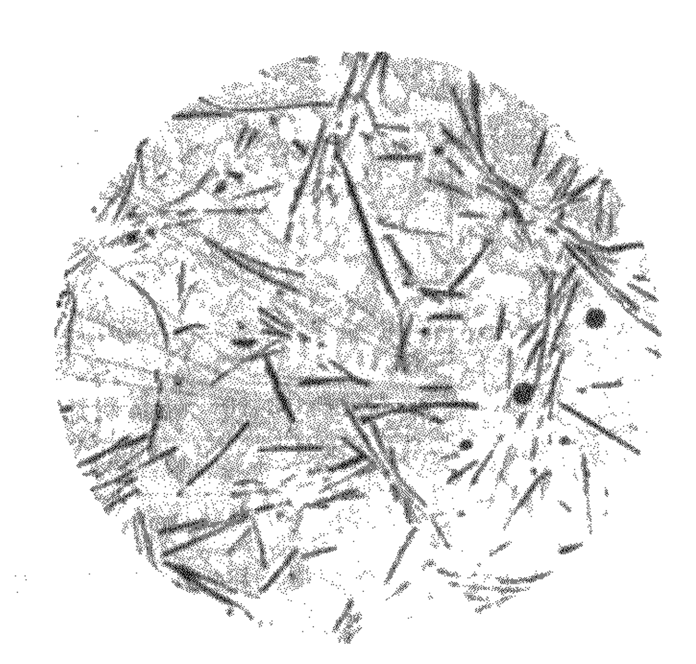
(c) RQTSi4Mo

(d) RQTSi5

图 2.1-171　硅系耐热铸铁的金相组织　×100
（白色为铁素体，黑色为珠光体，灰色长条或球为石墨）



(a) 正常组织



(b) 反常组织

图 2.1-172　RQTAl22 的金相组织（用体积分数为 12% 的硝酸酒精浸蚀）×100
（白色为铁素体，黑色球状为石墨，黑色针状为 Al_4C_3，灰色岛状为 ε 相）

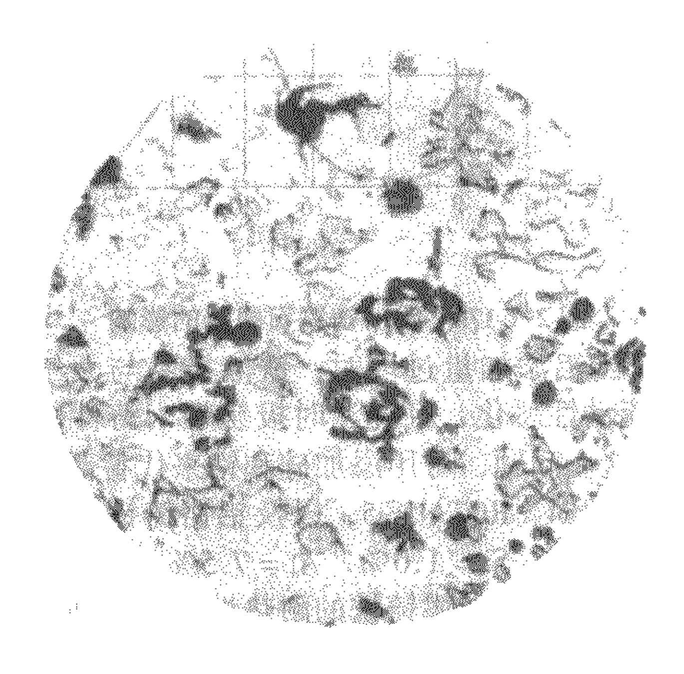


图 2.1-173　RQTAl5Si5 的金相组织　×100
（用体积分数为 5% ~ 10% 的硝酸酒精浸蚀）
（白色为铁素体，黑色为石墨，灰色岛状为 ε 相）

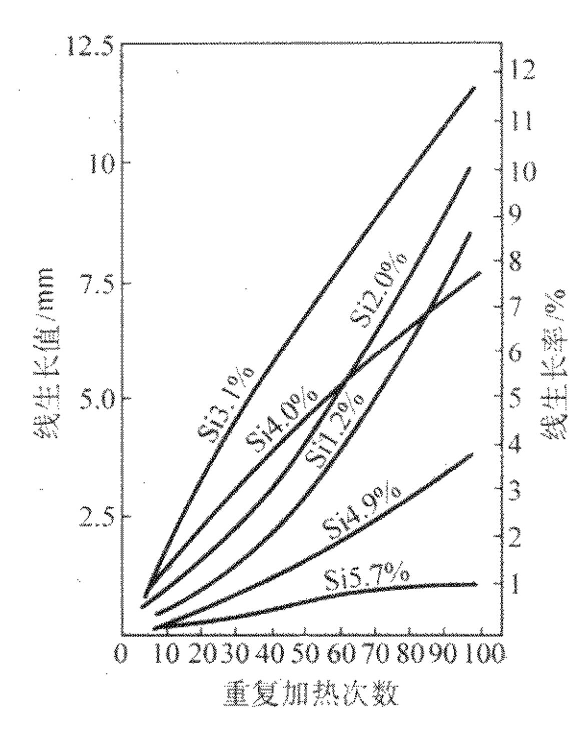


图 2.1-174　不同含硅量（质量分数）的球墨铸铁，加热到 900℃，重复加热次数对生长的影响

由表中可以看出，我国的耐热铸铁主要可以分为三个系列：即硅系、铝系和铬系耐热铸铁。

(1) 中硅耐热铸铁

中硅铸铁是一种应用较广泛的耐热铸铁，常用在不受冲击和温度低于 800 ~ 950℃的锅炉炉栅、横梁、换热器、节气阀等零件上。

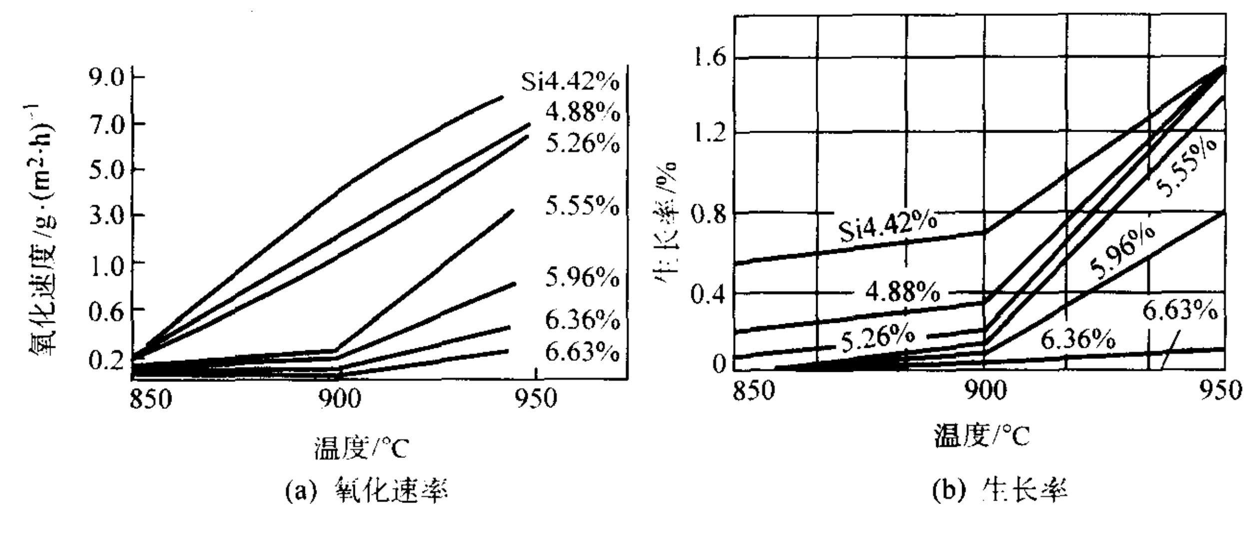
硅是强烈促进石墨化的元素，当含硅量在低于 4% 范围内增加时，反而会降低铸铁的耐热性，使铸铁生长量急剧增大（见图 2.1-174 中硅的质量分数为 3.1% 和 Si4.0% 的生长曲线）。但当铸铁中硅的质量分数超过 5% 之后，硅的作用发生了根本的变化。首先，在铸铁的氧化膜内形成致密的 SiO_2 层下氧化膜，阻止氧的继续侵入；其次，硅使铸铁形成单一的铁素体基体，消除了珠光体石墨化生长；最后，硅显著提高了铸铁的临界相变温度（表 2.1-157），使铸件在工作温度范围内不产生 $\alpha-\gamma$ 的相变。所以在铸铁中随硅的质量分数增加，铸铁的抗氧化和抗生长性都有显著提高（图 2.1-175）。

表 2.1-157　硅对铸铁临界转变温度的影响

硅的质量分数/%	1.60	3.27	4.38	5.64	2.03	3.43	4.46	7.58
碳的质量分数/%	3.99	3.78	3.32	3.10	2.56	2.54	2.49	2.11
加热时临界温度/℃	755	835	845	935	760	800	875	>1 000
冷却时临界温度/℃	695	795	875	920	685	740	810	>1 000

所以中硅铸铁一般选择硅的质量分数为 5% ~ 6%，碳的质量分数为 2.2% ~ 2.6%。硅量提高使共晶点左移，故中硅铸铁不宜选择较高的碳量，过高的碳量将产生过多的初生石墨，使力学性能降低，同时可导致抗氧化性能的下降，并易造成石墨漂浮等铸造缺陷。表 2.1-156 所列耐热铸铁属于中硅铸铁的牌号有：中硅灰铸铁 RTSi5、中硅球墨铸铁 RQTSi4、RQTSi5 和含钼的中硅球墨铸铁 RQTSi4Mo。在中硅灰铸铁中加入质量分数为 0.5% ~ 1.0% 的铬是为了改善材质的力学性能，也可以加入质量分数为 1.0% ~ 1.5% 的铜，或适当提高锰量。

对性能要求较高的耐热铸件，常用中硅球墨铸铁来制造，因其石墨呈孤立球状存在，不仅耐热性有明显提高，其力学性能也有很大的改善。表 2.1-158 列举了普通灰铸铁、中硅灰铸铁和中硅球墨铸铁耐热性的比较。



(a) 氧化速率　　(b) 生长率

图 2.1-175　硅的质量分数对铸铁耐热性的影响

中硅灰铸铁和中硅球墨铸铁的显微组织是石墨 + 铁素体。生产中一般要求基体中珠光体体积分数不大于 10% ~ 20%。

需注意的是，中硅铸铁的硅量过高，将使铸铁韧性下降幅度过大，应用会受到限制。

表 2.1-158　普通灰铁和中硅铸铁耐热性能

铸铁种类	900℃时的生长量 /%	900℃时的氧化增量 /g·（m²·h）⁻¹
普通灰铸铁	4.5	18 ~ 20
中硅灰铸铁	0.21 ~ 0.84	3.6 ~ 8.7
中硅球墨铸铁	不生长	< 0.2

中硅铸铁的铸造工艺有如下的特点。

1）流动性好，中硅球墨铸铁在 1 260 ~ 1 320℃仍有良好的充型性，可以浇注薄壁复杂铸件。

2）线收缩较大，约为 1.0% ~ 1.4%，易产生较大的铸造应力和冷裂，故应选用退让性好的造型材料；合适的浇注温度（1 260 ~ 1 320℃）；开箱时间不能过早，必要时开箱后可放入炉中慢冷；铸件设计力求使壁厚均匀，并进行消除内应力退火处理。

3）铁液易氧化，浇注系统开设要使铁流平稳，快速充填，一般采用半封闭式浇注系统，注意撇渣和飞溅，并设置排渣冒口，以消除氧化夹杂。

4）铁液易产生石墨漂浮，故应控制含碳量，使碳当量不超过共晶碳当量。

总之，中硅铸铁所需合金元素来源充分，价格低廉，力学性能和耐热性能均较高，是一种很有前途的耐热材料。

（2）含铝耐热铸铁

铝在高温下可形成比 SiO_2 更致密的 Al_2O_3 层氧化膜，因而具有更高的抗氧化性，铝的质量分数在 5%以上的铸铁基体组织为单一铁素体，消除了珠光体分解所造成的体积生长，故抗生长性好；此外铝提高相变温度，质量分数每增加 1%的铝可使 A_1 点升高 50℃。基于铝的这些作用，含铝铸铁就具有较高的耐热性。

铝对石墨化的作用，随铝含量不同而变化，如图 2.1-176 所示。在铝的质量分数为 0% ~ 8% 和 16% ~ 26%范围有两个石墨化区域，因此含铝耐热铸铁对应的可有两类：即低铝耐热铸铁 RQTA14Si4、RQTA15Si5 和高铝耐热铸铁 RQTAl22。工业上用得较多的是 w（铝）= 20% ~ 24%的高铝耐热铸铁，其组织为含铝的铁素体和少量石墨，还会有一些铁碳铝化合物，称作 ε 相（参见图 2.1-172）。这种铸铁具有良好的切削加工性能和耐热性能。常温力学性能为抗拉强度 110 ~ 170 MPa，抗弯强度 200 ~ 250 MPa，挠度 2.5 ~ 3.0 mm，硬度 170 ~ 200HBS，虽其常温力学性能不算高，但高温力学性能下降不多。高铝耐热铸铁可以经受 1 160℃的高温几乎不氧化，且生长量极小，甚至加热到熔点也不掉皮。

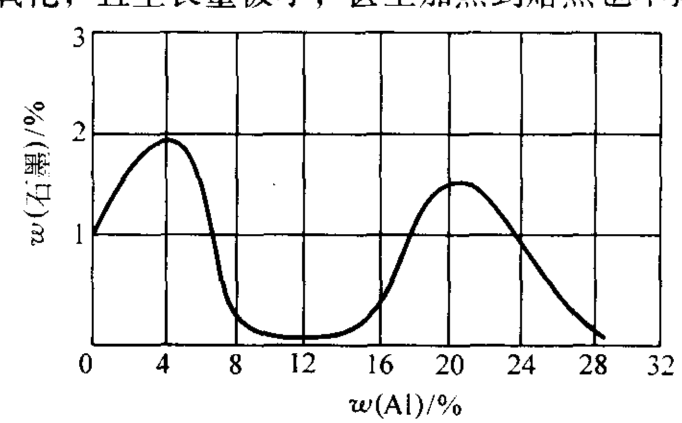


图 2.1-176　铝对铸铁石墨化的影响

然而，当铝添加量过多时，铁液极易与大气反应生成 Al_2O_3 膜，流动性恶化，且浇注时极易带入铸件内部形成夹杂。为解决这一问题，可用添加硅和铬来代替部分铝，如低铝铸铁 RQTAl4Si4、RQTAl5Si5，以及铝铬铸铁（质量分数）：C = 2.5% ~ 3.0%，Si = 1.0%，Al = 7.5%，Cr = 0.75%。日本的仓井等人对含铝球墨铸铁的耐热性进行了研究，研究表明：在成分（质量分数）为 C = 3.5%、Si = 2.5%用镁球化处理的球墨铸铁中添加质量分数为 2.8% ~ 3.4%的铝便可获得良好的抗氧化性和抗生长性能，900℃保温 100 h 后氧化增重仅为 20 mg/cm² 左右，在 600 ~ 900℃反复加热冷却 6 次，测得其生长率几乎为零。这种铸铁的常温抗拉强度可达 400 MPa，伸长率为 2.5%，硬度为 170 HBS，实用上强度是足够的，甚至经过多次反复加热-冷却循环后的抗拉强度仍超过灰铸铁，韧性和加工性均很好。

值得我们注意的是，高铝铸铁熔制比较困难。因铝密度小（2.7 g/cm³），在铁液中易偏析，且极易氧化，烧损大（一般质量分数为 10% ~ 15%，有时可高达 20% ~ 30%），氧化夹杂严重。除此以外，在这个成分范围内，铝强烈促进石墨化，铁液中将有大量石墨析出，所以将铁液冲入铝液后，要充分搅拌后停留一段时间，使氧化物和析出的石墨充分上浮。由于铝的氧化，放出热量能使铁液温度上升 100℃左右，故高铝铸铁的流动性较好；浇注温度要低些，以免产生粗大的柱状晶。含铝铸铁线收缩高达 1.8% ~ 2.2%，易产生缩松、缩孔或裂纹缺陷。为了防止上述缺陷，造型工艺上要注意补缩和选择退让性好的造型材料。

由于含铝耐热铸铁具有良好的耐热性能，常用来制造加热炉炉底板、炉条、滚子框架等零件。对于耐热温度和力学性能要求更高的一些零件，如炉管、换热器、粉末冶金用坩埚炉，常用含 Al = 19% ~ 25%（质量分数）的球墨铸铁来制造。

（3）含铬耐热铸铁

铬与硅、铝一样，也能在铸铁表面形成良好的 Cr_2O_3 保护膜。含铬耐热铸铁中，可分成低铬耐热铸铁 RTCr、RTCr2 和高铬耐热铸铁 RTCr16。低铬耐热铸铁的组织与普通灰铸

铁相同，为片状石墨 + 珠光体基体；而高铬耐热铸铁组织与高铬耐磨铸铁组织相同，为 M_7C_3 型碳化物和奥氏体组织，但如铸铁含碳量较高和铸件壁厚较大，基体中有可能出现珠光体，这对铸铁的抗生长性是极为不利的，因此要加以避免。高铬耐热铸铁中，因不存在石墨，其抗生长性要好于低铬耐热铸铁。牌号为 RTCr16 的铸铁，通常可在 900℃以下的温度使用，其高温强度和高温硬度都较高，在大气中特别是在含有 SO_2 的氧化气氛中抗氧化性能很好。因而在高炉、焦炉、烧结炉等工业用炉的耐热零部件中有广泛应用。特别在高温下，高铬耐热铸铁还有较好的抗磨性能，这是高铝铸铁所不及的。

高铬耐热铸铁铁液因容易产生氧化膜，故浇注时应注意扒渣、挡渣，对薄壁件浇道面积应比灰铸铁扩大 20% ~ 30%，且要求液流平稳。由于冷裂倾向较大，对复杂铸件，浇注后开箱时间要晚。

6.3　耐腐蚀铸铁

在石油、化工、化肥等工业部门中，许多零件和设备要求有较好的抵抗腐蚀破坏的能力，以保证有较高的使用寿命。金属腐蚀给国民经济造成了巨大的损失，据发达国家的调查统计，金属腐蚀造成的损失可占年国民经济生产总值的 1.5% ~ 4.2%左右。每年金属腐蚀大约可使 10% ~ 20%的金属损失掉。因此有效地减缓金属腐蚀，甚至于防止金属发生腐蚀，具有相当重要的意义。

所谓腐蚀，是指金属表面受周围介质的化学及电化学作用而破坏的过程。金属腐蚀可分为四大类：化学腐蚀、电化学腐蚀、在机械因素作用下的腐蚀和生物腐蚀。几种腐蚀中，电化学腐蚀是金属最普遍的腐蚀形式，危害性也较大，腐蚀过程是逐层深入，一直能深入到金属的内部。电化学腐蚀就是金属在电解质中，由于发生“原电池”作用而引起的破坏。金属材料中不同的相，在电解质中具有不同的电位。如铸铁中石墨的电极电位最高（+3.7 V），渗碳体次之，铁素体较低（-4.4 V）。这种电位差的存在就造成许多微小的“原电池”。电位高的金属 Me 或相形成阴级，电位低的金属或相形成阳级，两者的电位差就是原电池的电动势。结果，阳级金属溶解为离子形式进入电解质溶液，同时把当量的电子 e 留在金属中

$$[ne\cdot M_e^{n+}]\rightarrow[M_e^{n+}]+[ne^-]$$

而从阳极迁移过来的电子 e 被电解质溶液中能够吸收电子的物质 D 所接受

$$[ne^-]+[D]\rightarrow[D\cdot ne^-]$$

结果阳极不断地被腐蚀侵蚀掉。铸铁的析氢腐蚀过程示意图（见图 2.1-177）就形象地说明了电化学腐蚀的过程。

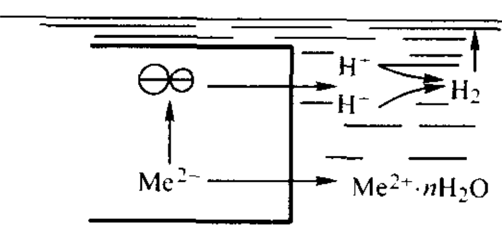


图 2.1-177　铸铁的电化学腐蚀原理

6.3.1　提高铸铁耐腐蚀性的途径

提高铸铁的耐腐蚀性主要靠加入合金元素，以得到有利的组织和形成良好的保护膜。铸铁的基体组织最好是致密均匀的单相组织，即奥氏体或铁素体。因为多相组织会形成较多的原电池，有利于电化学腐蚀的进行。在其他条件相同时，珠光体不如铁素体基体耐腐蚀性好。碳的存在形式以碳化物状态最为有利，因为渗碳体与铁素体组成的原电池比石墨与铁素体组成的原电池电动势小。石墨的大小、数量有着相互矛盾的影响。就石墨本身来说，石墨在大部分腐蚀介质中呈惰性，铸铁的腐蚀主要通过金属基体进行，随腐蚀的进行，石墨在表面逐渐沉积积累，形成网络状石墨层，内含其他腐蚀残留物，黏附在其中，可起机械阻塞，增加电阻的作用，抑制层下金属的侵蚀。另一方面，因石墨是电极电位很高的阴极，加速基体的腐蚀。故石墨是既有利又有弊的组成相。石墨大小，数量对铸铁腐蚀性能的影响，也有类似的规律。粗大石墨使原电池数量减少，对耐腐蚀有利。但粗大的石墨又使铸铁组织疏松，电解液易渗入内部，使腐蚀加剧。反之，细小石墨增加了原电池数量，增加腐蚀速率；但由于细小石墨的铸铁组织致密，电解液不易渗入，不利于腐蚀的进展。因此中等大小，又互不相连贯的石墨对耐腐蚀性提高有利。至于石墨形状，球状优于蠕虫状，蠕虫状又优于片状。加入合金元素，主要从以下三方面提高铸铁的耐腐蚀性能。

1）改变某些相在腐蚀剂中的电位，降低原电池的电动势，使耐腐蚀性能提高。如铬、钼、铜、镍、硅等元素能提高铸铁基体的电极电位。

2）改善铸铁组织，使基体组织、石墨大小、形状和分布得到改善，进而减少原电池数量以及减小电动势。例如在铸铁中加入质量分数为 14% ~ 18%的硅可得到单相的铁素体基体和少量石墨，同时硅又提高了铁素体的电极电位，使耐腐蚀性能显著提高。

3）在铸铁表皮层下形成一层致密、牢固的保护膜，如 SiO_2、Al_2O_3 和 Cr_2O_3 膜都具有很好的保护性。

加入合金元素进入铸铁基体，形成均匀的固溶体时，欲起到耐腐蚀作用，必须达到一定的浓度。实验表明，当合金元素在基体中的原子分数比为 1/8、2/8、3/8，…，11/8，即 $n/8$ 时，可使铸铁的耐腐蚀性能有显著提高，这就是我们所说的塔曼定律。若将原子百分数换算成质量分数，则如表 2.1-159 所示。

表 2.1-159　铸铁中所需合金元素的质量分数　%

元　素	要达到的原子分数比		
	1/8	2/8	3/8
Si	6.7	14.4	23.0
Cr	11.7	23.4	36.0
Al	6.4	13.8	22.0
Ni	12.8	25.4	38.0

需要强调的是，只有固溶体中的实际含量达到表 2.1-159 中的数值时，才能显著提高铸铁的耐腐蚀性。比如，铸铁中铬的质量分数达到 11.7%，仍不能保证铸铁有良好的耐腐蚀性，因为铸铁中有一部分铬与碳结合为碳化物，使固溶体中实际铬的质量分数仍低于 11.7%。所以必须相应提高铸铁中总的含铬量，以保证在固溶体中的实际含铬量（质量分数）大于 11.7%。

6.3.2　常用耐蚀铸铁

（1）高硅耐蚀铸铁

国家标准（GB/T 8491—1987）中规定了 5 个牌号高硅铸铁的化学成分和力学性能（见表 2.1-160 和表 2.1-161）。表中所列的化学成分是高硅铸铁件的交货验收依据，力学性能通常不作为验收依据，只是在用户提出要求时才按表 2.1-161 中的规定验收。

当硅的质量分数小于 15.2%时，高硅铸铁的金相组织为少量片状石墨分布在富硅的铁素体基体上（见图 2.1-178）；当硅质量分数大于 15.2% 时，铁素体基体中析出 η 相（Fe_5Si_2）；随硅量增加，η 相增多，耐酸性能增强，但铸铁变得更脆。在生产中一般控制 STSi15RE 型高硅铸铁的含硅量

表 2.1-160 高硅耐蚀铸铁的化学成分

牌 号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	RE 残余量
STSi11Cu2CrRE	<1.20	10.00~12.00	<0.50	<0.10	<0.10	0.6~0.80	—	1.80~2.20	<0.10
STSi15RE	<1.00	14.25~15.75	<0.50	<0.10	<0.10	—	—	—	<0.10
STSi15Mo3RE	<0.90	14.25~15.75	<0.50	<0.10	<0.10	—	3.00~4.00	—	<0.10
STSi15Cr4RE	<1.40	14.25~15.75	<0.50	<0.10	<0.10	4.00~5.00	—	—	<0.10
STSi17RE	<0.80	16.00~18.00	<0.50	<0.10	<0.10	—	—	—	<0.10

表 2.1-161 高硅耐蚀铸铁的力学性能

牌号	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	挠度 f/mm	硬度 HRC
STSi11Cu2CrRE	>190	>0.80	<42
STSi15RE	>140	>0.66	<48
STSi15Mo3RE	>130	>0.66	<48
STSi15Cr4RE	>130	>0.66	<48
STSi17RE	>130	>0.66	<48

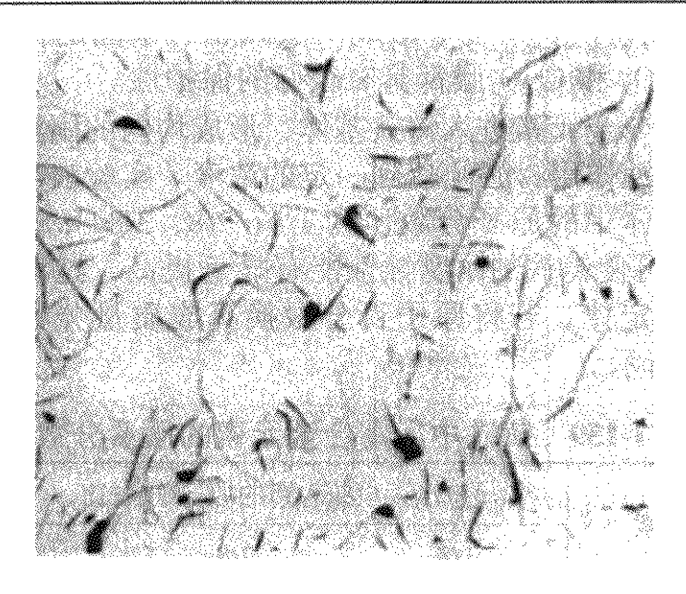


图 2.1-178 高硅铸铁（STSi15RE）金相组织 ×250

在标准规定范围的下限，以减小铸件的脆裂倾向。

硅是提高铸铁耐酸性的重要元素。硅的大量加入，可在铸铁表面形成比较致密与完整的 SiO_2 保护膜，这种膜具有很高的电阻率和较高的化学稳定性。硅的质量分数大于14.4%时，铸铁在硫酸和盐酸中的耐蚀性均明显提高（见图 2.1-179 和图 2.1-180）；硅含量大于 18%时，对耐蚀性的进一步提高不起作用。因此一般高硅铸铁中硅的质量分数都选取在 14.4%~18%范围内。

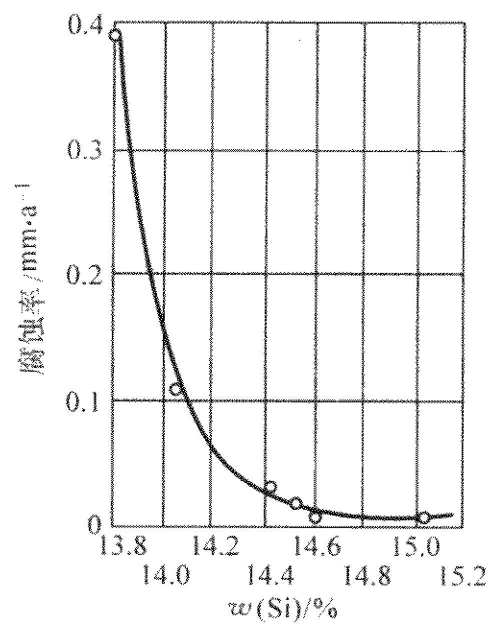


图 2.1-179 含硅量对铸铁在体积分数为 10% 硝酸溶液（80℃）中腐蚀的影响

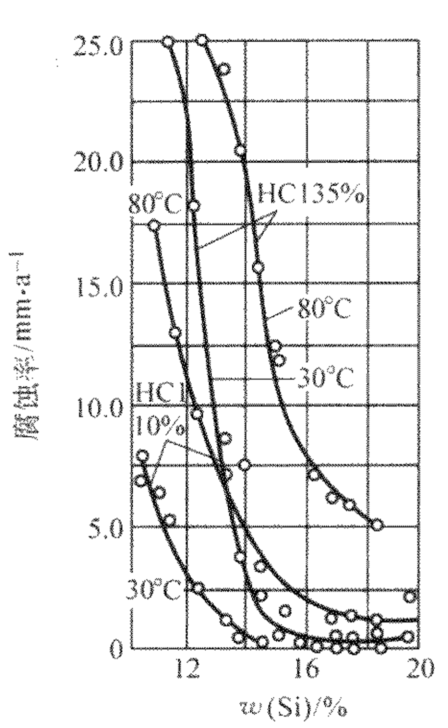


图 2.1-180 含硅量对铸铁在盐酸溶液中腐蚀的影响
（腐蚀时间，100 h）

高硅铸铁是良好的耐酸铸铁，虽然其脆性大，加工困难，但这种铸铁的生产工艺简单，成本低廉，来源方便，是值得推广的耐蚀材料。

高硅耐蚀铸铁在硝酸、硫酸、磷酸、醋酸、各种盐溶液和湿空气中，具有高度的化学稳定性。某化工厂用它来取代不锈钢制作硝酸浓缩塔，使寿命延长了几倍，因而解决了漏酸、漏气问题，改善了劳动条件，保证了设备的安全运行。但在氢氟酸、氟化物、卤素、碱、亚硫酸等介质中，溶液与 SiO_2 钝化膜之间可发生 以下反应

$$SiO_2 + 2NaOH \longrightarrow Na_2SiO_3 + H_2O$$

$$SiO_2 + 4HF \longrightarrow SiF_4 + 2H_2O$$

使保护膜破坏，因而使腐蚀加剧。高硅铸铁对还原性酸，如盐酸、草酸、蚁酸等耐蚀性也较差。

高硅铸铁的力学性能低，是一种较硬的脆性材料，且传热系数小，线胀系数大，因而在铸造生产、运输和使用时，易因铸造残余应力、热应力和机械撞击产生裂纹或破损。同时，切削加工性能差，只能采用磨削加工。这些都限制了具有优异耐酸性能高硅铸铁的推广和应用。

为克服这些缺点，在高硅铸铁铁液中加入质量分数为 0.05%~0.20%的稀土硅铁或稀土镁硅铁，可以消除硅高带来的气孔、缩松缺陷，获得致密的铸件；此外，还可提高力学性能，改善切削 加工性能。原因是稀土元素有明显的细化晶粒、改善石墨形态的作用。

采用添加其他合金元素的方法，也能改进高硅铸铁的性能。在 STSi15 基础上，加质量分数为 2.5%的 Cu，可改善韧性，也可加入质量分数为 7%~9%的 Cu，可在不降低耐蚀性的前提下，降低硬度，提高强度和韧性，从而可进行车、刨、钻和攻螺纹加工。在 STSi15 的基础上，还可加入质量分数为 3%~3.5%的钼，形成含钼高硅铸铁 STSi15Mo3RE，或加入质量分数为 4%~5%的铬，形成高硅铬铸铁 STSi15Cr4RE，

这两种材料均能明显提高原高硅铸铁的耐蚀性能。

高硅耐蚀铸铁导热性差，收缩率大，含气量多，所以易产生开裂和气孔等。在铸造工艺上需要采用有良好退让性和透气性的型砂，以减少应力和排除气体。由于易形成二氧化硅夹杂，浇注时易使铸件产生夹渣，为此要采用底注式或底注反雨淋式浇口。

为防止铸件开裂和延长其使用寿命，铸件应进行消除内应力的退火。工艺为：缓慢升温至 850℃，保温 4 h，炉冷至 100℃以下出炉。

（2）高镍奥氏体耐蚀铸铁

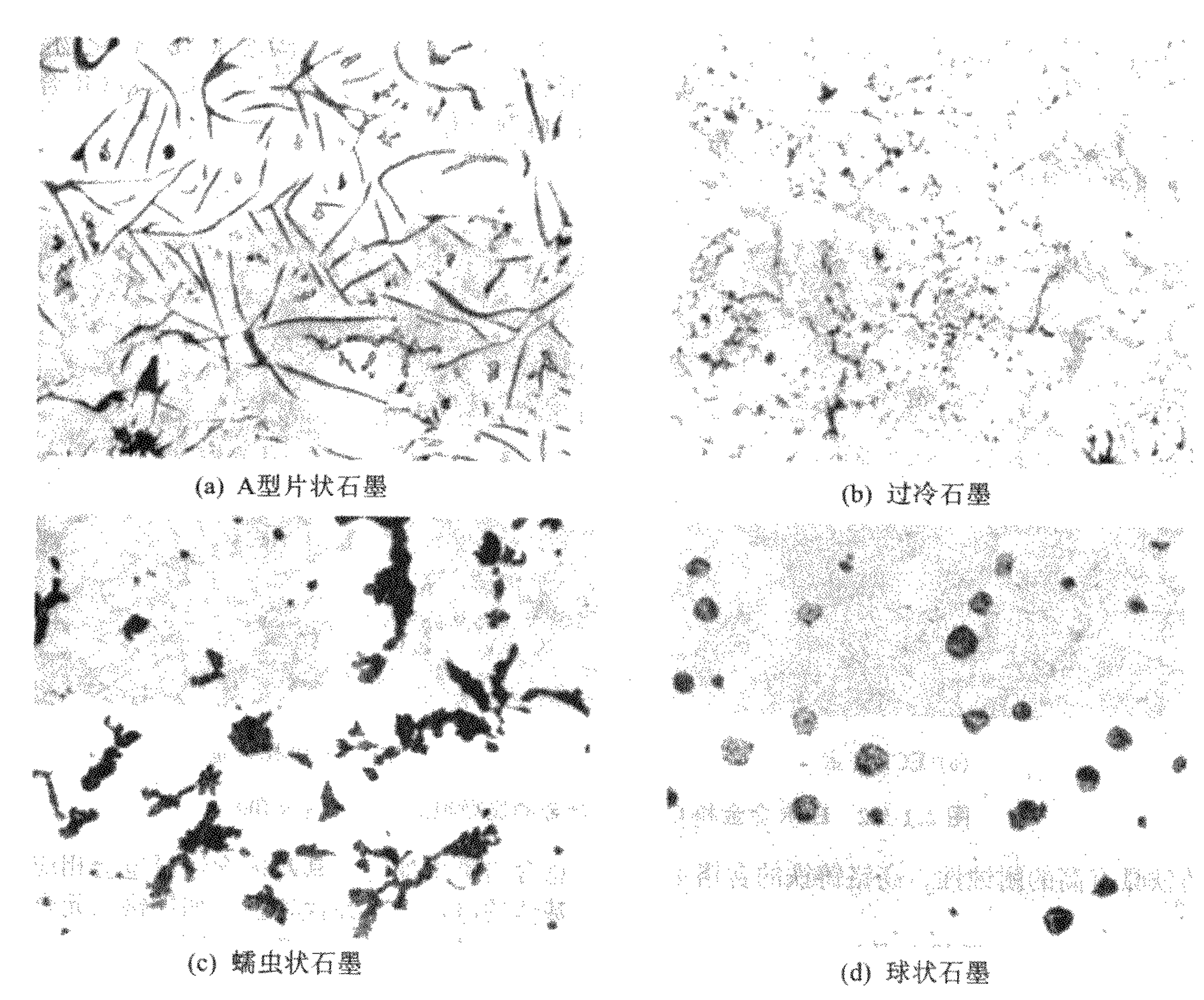
镍的质量分数在 13.5% ~ 36% 的铸铁称为奥氏体铸铁。镍的热力学稳定性比铁高，仍属易钝化金属。加入镍的主要作用是使腐蚀电位向正方向移动，正移程度与镍含量相对应，即镍含量越高，铸铁的腐蚀电位正移程度越大。因此，在还原性腐蚀介质中都能提高铸铁的耐蚀性。如在烧碱、盐卤、海水、海洋大气、还原性无机酸、脂肪酸等介质中都具有高的耐蚀性。但对硝酸等氧化性酸类的耐蚀性不好。

常用的几种高镍铸铁化学成分和力学性能见表 2.1-162。表中 2 型为高镍铸铁的基本型；1 型是用铜代替部分镍，以降低成本，但铜量过高时不能用于食品工业；3 型是为进一步提高耐蚀能力而进一步增加了镍含量；4 型则是为提高高镍铸铁的耐热性，添加了硅和铬；5 型的特点是热胀系数小。

表 2.1-162　高镍铸铁的化学成分及力学性能

类型	化学成分（质量分数）/%						硬度 HBS	抗拉强度 /MPa
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr		
1	< 3.0	1.0 ~ 2.5	1.0 ~ 1.5	13.5 ~ 17.5	5.5 ~ 7.5	1.75 ~ 2.5	130 ~ 160	170 ~ 210
2	< 3.0	1.0 ~ 2.5	0.8 ~ 1.5	18.0 ~ 22.0	< 0.5	1.75 ~ 2.5	130 ~ 160	170 ~ 210
3	< 2.75	1.0 ~ 2.0	0.4 ~ 0.8	28.0 ~ 32.0	< 0.5	2.5 ~ 3.5	120 ~ 150	170 ~ 240
4	< 2.6	5.0 ~ 6.0	0.4 ~ 0.8	29.0 ~ 32.0	< 0.5	4.5 ~ 5.5	150 ~ 180	170 ~ 240
5	< 2.4	1.0 ~ 2.0	0.4 ~ 0.8	34.0 ~ 36.0	< 0.5	< 0.1	100 ~ 125	170 ~ 140

高镍铸铁的组织是由单一的奥氏体基体上分布石墨和少量的碳化物。和普通铸铁一样，奥氏体耐蚀铸铁的石墨可以是 A 型片状、过冷枝晶状、蠕虫状和球状，见图 2.1-181 所示。奥氏体耐蚀铸铁的碳化物主要是含铬的 M_7C_3 型碳化物，还可能有少量的 $M_{23}C_6$ 型点状析出的二次碳化物。当含磷量高时，会有磷化物存在。碳化物量与奥氏体耐蚀铸铁的含铬量有关，铬的质量分数为 2% 时，碳化物的体积分数约 5% ~ 15%，含铬高，碳化物多。那些不含铬的牌号组织中一般没有碳化物。



(a) A型片状石墨　(b) 过冷石墨　(c) 蠕虫状石墨　(d) 球状石墨

图 2.1-181　高镍奥氏体耐蚀铸铁的金相组织　×100

高镍铸铁还具有良好的力学性能、切削加工性能和焊接性能，不会形成焊接硬化区。

此外，含有低镍（质量分数为 0.8% ~ 1.0%）和低铬（质量分数为 0.6% ~ 0.8%）的铸铁，在碱液中有良好的耐蚀性能，又可称之为抗碱铸铁。抗碱铸铁中其他元素的含量大致为（质量分数）：C = 1.2% ~ 3.8%，Si = 2.4% ~ 2.8%，Mn = 0.4% ~ 0.8%。生产时可做成球墨铸铁，这时终硅量取上限。

（3）高铬耐蚀铸铁

高铬耐蚀铸铁中铬的质量分数为20%～36%，在氧化性腐蚀介质中，其表面能生成一层很薄（约10 nm）且附着紧密的氧化膜，从而大大提高了耐腐蚀性。高铬耐蚀铸铁属于白口铸铁，其硬度较高，因此不但耐蚀性好，还有优异的抗固液两相流冲蚀磨损性能，其耐热性也很好。

高铬耐蚀铸铁的化学成分和力学性能分别见表2.1-163和表2.1-164。表中所列前5种高铬耐蚀铸铁在我国都已在工业生产中应用，并有一定的应用面。表中的Cr28曾作为铸钢列在GB/T 2100—1980不锈耐酸钢铸件技术条件中，按其显微组织，实际上属于高铬耐蚀铸铁的范畴，表中其余各牌号都是非标准牌号。ECR合金是近十几年研制出、并获得工业应用的专利合金。Cr35Ni25是1992年末申请的美国专利合金。

表2.1-163　高铬耐蚀铸铁的化学成分（质量分数）　%

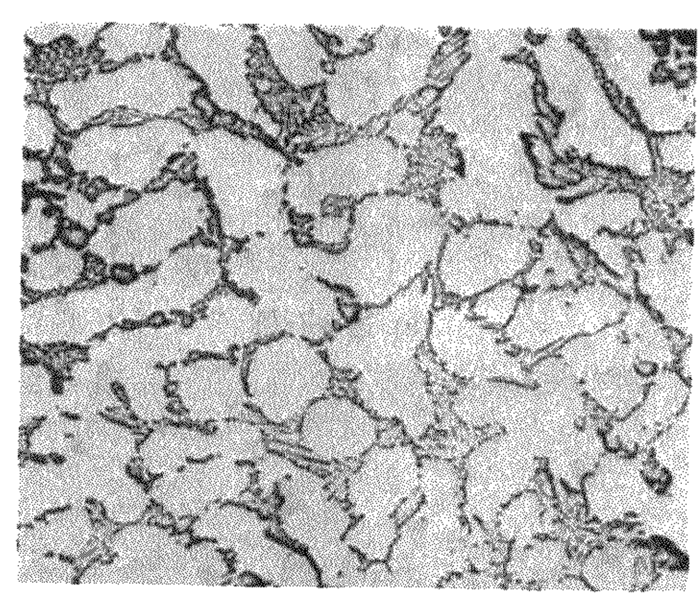
牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
Cr28	0.5～1.0	0.5～1.3	0.5～0.8	≤0.1	40.08	26～30	—	—	—
Cr34	1.5～2.2	1.3～1.7	0.5～0.8	≤0.1	40.1	32～36	—	—	—
Cr22	0.87	1.55	0.26	0.048	0.026	22.13	2.07		1.66
Cr30Mo	0.9～1.1	2.13	0.50	—	—	29～32	1.7～2.2	0.30	0.03
ECR合金	0.5～2.5	0.5～3.5	0.5～1.5	≤0.08	≤0.05	21～35	0.5～3.0	5～12	1.0～3.5
Fonte30%Cr	0.39	1.9	—	—	—	30.8	1.9	0.29	0.12
Cr35Ni25	1.4～1.8	≤1.5	≤1.5	≤0.25	—	32～37	3～6	21～30	≤1

注：表中为一固定数值者皆为实测值。

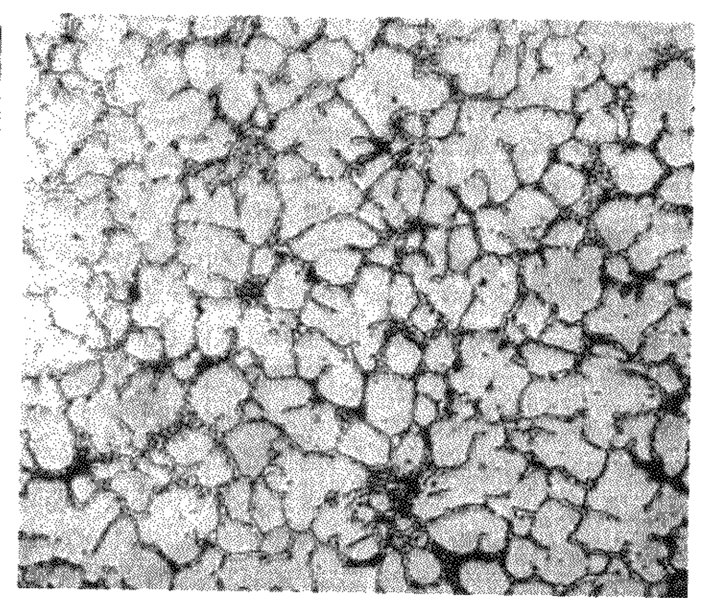
表2.1-164　高铬耐蚀铸铁的力学性能

牌号	抗拉强度 σ_b/MPa	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	挠度 f/mm	硬度 HBS
Cr28	≥350	≥550	≥6	220～270
Cr34	≥400	≥500	≥5	250～320
Cr22	378	686	—	233
Cr30Mo	>320	—	—	250～380
ECR合金	500～750	—	—	250～370

高铬耐蚀铸铁的金相组织为合金基体上较均匀分布着碳化物，基体可以是铁素体、奥氏体或铁素体+奥氏体混合基体。当合金含碳量较低，且奥氏体稳定元素镍、铜、氮含量很少时，基体为铁素体；当含碳量较高，或含一定量奥氏体稳定化合金元素时，基体为奥氏体，或奥氏体加铁素体混合基体。高铬耐蚀铸铁基体中一般不出现马氏体，这是与抗磨高铬铸铁的主要区别。马氏体高铬铸铁耐腐蚀性显著低于铁素体或奥氏体高铬耐蚀铸铁。高铬耐蚀铸铁的碳化物数量取决于其化学成分，主要与碳、硅和铬有关。碳、硅、铬量高，碳化物数量多，碳增加碳化物的作用最大，硅的作用是碳的1/4，铬的作用是碳的1/30。碳化物主要是凝固过程中形成的共晶碳化物。图2.1-182是ECR合金和Cr30Mo合金的典型金相照片。



(a) ECR合金



(b) Cr30Mo合金

图2.1-182　ECR合金和Cr30Mo合金的显微组织金相照片×100

为保证高铬铸铁具有高的耐蚀性，高铬铸铁的含铬量应满足以下条件

$$\text{Cr（质量分数）} \geq 10\text{C（质量分数）} + 12.5$$

碳的选择，应遵循图2.1-183的原则。铬量较低而碳量较高时耐蚀性恶化；但当铬的质量分数为30%时，碳的质量分数在1.5%以下均能显示出好的耐蚀性。因为铬含量较高时，$(Cr, Fe)_{23}C_6$型碳化物与基体电位大致相同；若铬含量较低，而出现$(Cr, Fe)_7C_3$型碳化物时，基体电位较低，由于原电池作用，促进了腐蚀的进行；另一方面，当铸铁中总含铬量增加时，其基体含铬量也会相应增加，从而提高了基体的电位，耐蚀性增强。如铁铬二元合金，在稀硫酸中的电位，随含铬量而改变（见图2.1-184），当铬的质量分数接近12.5%时发生突变，从铁的负电位变到铬的正电位。高铬铸铁在20℃饱和盐水中的动态腐蚀试验结果也表明：随基体中含铬量增加，铸铁的腐蚀速率降低，但当铬的质量分数超过12.5%以后，铸铁的腐蚀率下降幅度就不大了（见图2.1-185）。因此，必须保证高铬铸铁具有足够高的含铬量，使基体中铬的质量分数超过12.5%，碳化物为$(Cr, Fe)_{23}C_6$

型时，才可能大幅度提高铸铁的耐蚀性能。

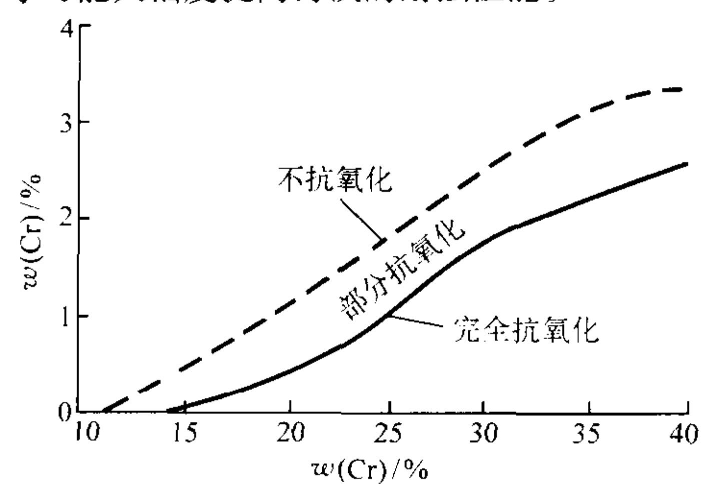


图 2.1-183 碳、铬含量对铸铁氧化性能的影响

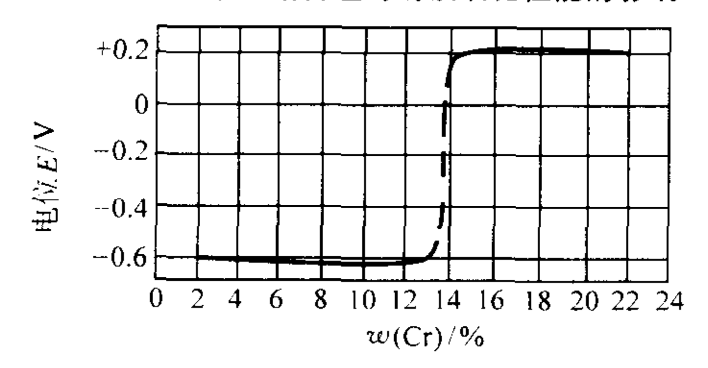


图 2.1-184 铁铬二元合金的电位

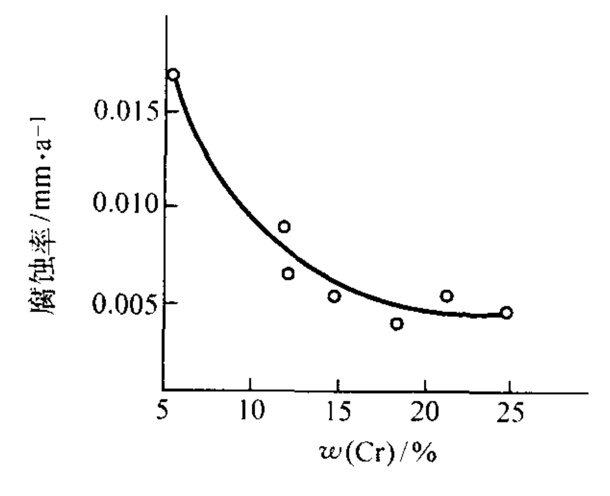


图 2.1-185 高铬铸铁的基体中铬含量和耐蚀性的关系
（腐蚀介质：20℃饱和食盐水，磁力搅拌）

高铬铸铁多用于氧化性酸，如硝酸，以及盐液、盐浆中，高铬铸铁在不同 pH 值的盐水中的耐蚀性比灰铸铁要好一个数量级。

（4）含铝耐蚀铸铁

含铝铸铁除用于耐热材料外，近年来我国也把含铝铸铁用之于化工，作为制造重碳酸纳、氯化铵、碳酸氢铵等设备上的耐蚀材料，取得了成效。如把含铝铸铁制作的泵体和叶轮在不含结晶氨碱母液中使用时，其寿命比一般灰铸铁提高几十倍，因此在我国一些中小型化肥厂中得到较普遍的应用。

含铝铸铁中铝的质量分数在 5%左右就可以有满意的耐蚀性；如铝量再高，则铸铁中碳化物数量增多，铸铁变得硬而脆。因此，一般将铝的质量分数控制在 4% ~ 6%。

在铁液中含硅与含碳量较高，碳当量超过共晶成分时，则在加铝后会有大量石墨片直接从铁液中析出，恶化铸造性能和力学性能。因此，把硅的质量分数控制在 1.5% ~ 1.8%之间。含碳量可由下式确定，以使铸铁成分为共晶成分

共晶碳量 = 4.2% - 0.3（Si + P） - 0.1Al

由此而确定含铝铸铁的碳的质量分数在 2.7% ~ 3.0%之间。锰的质量分数控制在 0.6% ~ 0.8%就可以了。

这种含铝铸铁的金相组织是珠光体 + 铁素体 + 石墨，有时还有少量的铝铁化合物 Fe_3Al。

含铝铸铁在氨碱母液中具有良好的耐蚀性。但是，在母液流速大，特别是母液中具有固体的结晶粒子时，磨损很严重。为了进一步提高含铝铸铁的耐蚀性和耐磨性，可增加含硅量，并附加铬，其成分（质量分数）为：C = 2.4% ~ 3.0%，Si = 3.5% ~ 6.5%，Mn = 0.8% ~ 1.0%，P < 0.15%，S < 0.15%，Al = 4% ~ 6%，Cr = 0.5% ~ 1.0%。

此外，成分（质量分数）为：C = 2.7% ~ 3.0%，Si = 4% ~ 6%，Mn = 0.6% ~ 0.8%，P ≤ 0.03%，S ≤ 0.05%，Al = 4% ~ 6%，用质量分数为 1.2%的稀土硅铁镁合金处理的铝硅球墨铸铁，也具有优良的抗碱腐蚀性能，具有较高的力学性能，同时也是良好的耐热铸铁。

总之，选用耐蚀铸铁和选用耐磨铸铁一样，首先必须对铸件所使用的工况条件要了解清楚，然后再有针对性地选择和确定耐蚀铸铁的种类。

7 铸铁的熔炼

铸铁熔炼是铸件生产的首要环节，也是决定铸件质量的最基本因素。熔炼的基本任务是提供成分和温度合乎要求的铁液。铸铁的熔炼方式很多，但目前主要是使用冲天炉和电炉，也有少量使用非焦（如天然气、煤粉、燃油等）化铁炉、反射炉、坩锅炉等。

对铸铁熔炼的基本要求可以概括为

1）高的铁液温度　铁液出炉温度不仅应满足浇注铸件的需要，保证得到无冷隔缺陷、轮廓清晰的铸件，还应满足高牌号铸铁炉前处理及强度性能的需要。铁液的出炉温度根据不同的铸件而有所不同，一般要求能大于或等于 1 500℃。高的铁液温度不仅有利于铸件品质的提高，而且有利于渣、铁分离，使铁液中的渣和夹杂物的含量减少。在同样化学成分的灰铸铁中，铁液过热温度的提高可使灰铸铁的抗拉强度、硬度、相对强度、相对硬度等质量指标有不同程度的提高。根据理论计算，将 1 kg 铸铁熔化并过热到 1 500℃至少需要 1 381 kJ 的热量。熔炼各阶段所需的热量比例见图 2.1-186。

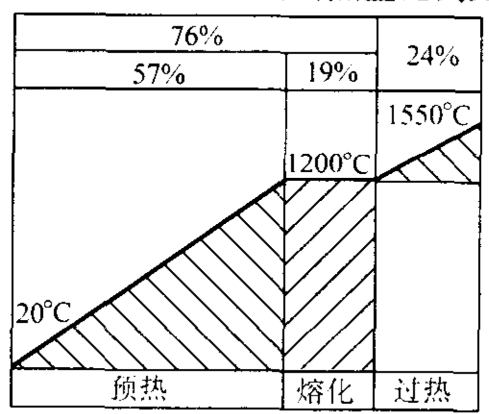


图 2.1-186 铸铁从预热、熔化到过热所需热量的比例

2）符合要求的铁液成分　铁液成分是生产不同材质和性能要求的铸铁的基本因素，对于不同材质和性能要求的铸铁其铁液的成分要求也不相同，在保证成分要求的前提下还应使成分的波动范围尽量小，特别是碳当量 CE 的质量分数波动范围应控制在 ±0.1%以内。此外，磷、硫及气体的含量应尽量低（尽管根据目前的研究，过于低的磷、硫含量对于石墨的形核，特别是对于球墨铸铁中石墨的形核有不利的影响，何况，在目前我国工业生产设备及原材料的情况下过低的磷、硫含量还达不到）。对于球墨铸铁的生产，目前球化处理后铁液的成分应控制在：w（S）≤0.01%、w（P）≤0.06%、w（$O_2 + N_2 + H_2$）≤0.05%。

3）根据生产平衡的要求保证适时的铁液供应。

4）低的熔炼能耗和熔炼成本。

5）对环境造成的废弃物、污染物的排放尽量少；噪声应符合环保的要求；烟尘和粉尘的排放在符合环保要求的前提下尽量低。

冲天炉是铸铁生产中使用最广泛的熔炼设备，它具有结构简单、设备费用低、电能消耗低、生产成本低、可连续供应铁液、操作和维修方便等优点。

电炉是现代重要的铸铁熔炼设备之一，特别是在生产高合金铸铁方面更现重要。与冲天炉相比，电炉具有铁液成分控制准确、铁液温度高、质量好、工人劳动强度低、环境污染小等优点。

冲天炉和电炉熔炼主要技术经济指标的比较见表2.1-165。目前，在世界铸铁总产量中，用冷风冲天炉、热风无炉衬冲天炉和电炉熔炼的比例约为3:4:3。有许多大型企业往往采用冲天炉-电炉双联熔炼，以发挥各自熔炼的特点，取长补短。

在选择铸铁熔炼设备时，应考虑下述因素。

1）所生产铸铁件的材质种类和质量。

2）生产规模和条件。

3）当地能源与金属炉料的供应状况。

4）设备投资能力和熔炼成本。

5）工业卫生和环境污染的要求。

表2.1-165　冲天炉和电炉熔炼主要技术经济指标的比较

技术指标	冲天炉		无芯感应电炉		电弧炉
	两排大间距	密封式水冷	中频	工频	
能源消耗（每吨铁液）	<125 kg焦炭	<150 kg焦炭	<700 kW·h	<700 kW·h	<600 kW·h
热效率/%					
总的	32~42	30~40	70	62~68	55
用于熔化	40~60	40~60	60	50	60~70
用于过热	6~8	5~7	69~74	65~70	25
金属的总烧损量/%	6~8	7	2~3	2~3	5
炉渣量/$kg \cdot t^{-1}$	120~150	100~120	10~15	10~15	70~90
废气中含尘量/$kg \cdot t^{-1}$	10~18	10~18	0.30	0.30~0.35	5~10
烟气排出量/$m^3 \cdot t^{-1}$	<1 000	<1 000	<30	<30	<60
噪声/dB	<80	<80	<70	<70	<90
温度控制	受限制	受限制	能控制	能控制	能控制
回炉料利用情况	受限制	受限制	受限制	受限制	能

7.1　冲天炉的基本结构及一般操作过程

7.1.1　冲天炉的基本结构

冲天炉主要由以下几部分组成（见图2.1-187）：

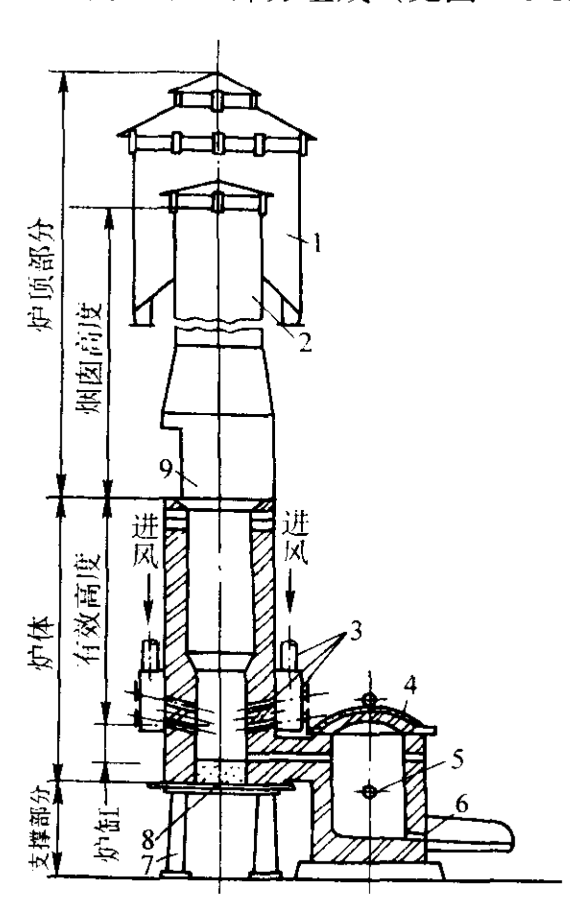


图2.1-187　冲天炉主要结构简图

1—除尘器；2—烟囱；3—送风系统；4—前炉；5—出渣口；6—出铁口；7—支柱；8—炉底板；9—加料口

1）炉底与炉基　炉底与炉基是冲天炉的支撑部分，对整座炉子和炉料柱起支撑作用。

2）炉体与前炉　炉体是冲天炉的基本组成部分，包括炉身和炉缸两部分。炉体内壁砌耐火材料，加料口处的炉壁由钢板圈或铁砖构筑，以承受加料时炉料的冲击。

加料口下缘至第一排风口中心线之间的炉体称为炉身，其内部空腔称为炉膛。炉身的高度也称为有效高度，是冲天炉主要工作区段。第一排风口中心线至炉底之间的炉体称为炉缸。有前炉冲天炉的炉缸，其主要作用是保护炉底，汇聚铁液和炉渣使之进入前炉。无前炉冲天炉的炉缸，则主要起储存铁液的作用。

前炉由前炉体和可分离的炉盖构成。前炉的作用是储存铁液，使铁液成分和温度均匀，减少铁液在炉缸停留的时间，从而降低铁液在炉缸中的增碳与增硫作用，分离渣铁，净化铁液。

3）烟囱与除尘装置　烟囱在加料口上面，其外壳与炉身连成一体，内壁砌耐火砖或青砖。烟囱的作用是引导炉气向上流动并排出炉外。除尘装置的作用是消除或减少炉气中的烟灰及有害气体成分。

4）送风系统　冲天炉的送风系统是指自鼓风机出口至风口出口处为止的整个系统，包括进风管、风箱、风口及鼓风机输出管道。风管布置应尽量缩短长度，减少曲折，避免管道截面突变。

5）热风装置　热风装置的作用是加热供底焦燃烧用的空气，以强化冲天炉底焦的燃烧。常用热风装置有内热式和外热式两种。

6）风机　冲天炉常用风机有两类：离心式（定压）和回转式（定容）。10 t/h以下中、小型冲天炉一般选用离心式专用风机。

7.1.2　冲天炉的一般操作过程

冲天炉的操作工艺是决定冲天炉工作效果的基本因素，它包括焦炭和原材料的选用、操作参数的选择、操作过程中各环节的控制等方面的内容。冲天炉的一般操作过程如下：

1）修炉与烘炉　冲天炉经使用后再使用前必须先行修炉。修炉时先铲除表面的残渣和挂铁，然后刷上泥浆水，覆上修炉材料并敲打结实。修炉材料一般由质量分数为40~50%耐火泥和质量分数为60~50%硅砂与适量的水混制而

成。修前炉则用老煤粉与耐火泥的混合料。修好后的炉壁必须结构紧实、尺寸正确、表面光滑。炉壁和过桥修毕后，合上炉底门，先放一层废干砂，再放一层旧型砂，并舂打结实，其厚度约为 200～300 mm；也可用全部硅砂加入适量水分修筑炉底。修筑后底炉底必须保证开炉时不漏铁液，打炉时易于松塌，且尺寸合乎要求。

炉子修毕后，可在炉底和前炉加入木材，引火烘炉。前炉必须烘透，以保证铁液在前炉不会因水气而产生沸腾和降温。

2）点火及加入底焦　烘炉后加入木材，引火点着，并敞开风口盖作自然通风，待木材燃旺后由加料口往炉内加入约 1/3 的底焦；待其燃着后，再加入约一半的底焦量，然后鼓小风几分钟，并测量底焦高度，再加底焦至规定的高度。这里所指底焦量是指加入金属炉料前加入炉内的全部焦炭量；而底焦高度是指从第一排风口中心线起至底焦顶面为止的高度，炉缸内的底焦不包含在底焦高度内。

3）装料与开风　底焦加入完毕后，加入石灰石，其加入量约为层焦的两倍，以防止底焦烧结或过桥堵塞。然后封闭冲天炉工作门，关上风口盖鼓小风 3～4 min，再敞开风口自然通风，并进行装料。每批金属炉料装料时按照配料一般先加废钢，然后是新生铁、回炉料和铁合金。加入一批金属料后再加层焦和石灰石，有时还加入少量氟石。石灰石加入量约占层焦用量的 30%。为确保熔炼效果，加入炉内的各种炉料应力求清洁，防止泥沙混杂，且尺寸符合要求。通常金属炉料的最大尺寸不得超过加料口附近炉膛直径的 1/3。

在冲天炉熔炼过程中的开始阶段，由于炉膛温度较低、焦炭燃烧尚未达到最佳状态，因此熔炼出的铁液温度较低，故应先安排熔炼低牌号铸铁或浇注一些不重要的铸件。大约在熔化完 3～4 批铁料后，冲天炉的熔炼逐渐进入正常状态，此时的铁液温度较高，熔炼质量较好，高牌号的铸铁应安排在这一阶段浇注。

装料完毕后，应先焖炉 1 h 左右而后开风。开风时，仍敞开部分风口，然后全部关闭，以免一氧化碳积聚而发生爆炸。

4）停风与打炉　熔炼结束后，先打开部分风口而后关闭风机停风。停风前应力求炉内有 1～2 批剩余炉料。停风后既可将炉底门打开，将炉内剩余炉料及焦炭通过炉底门排出炉内，并立即将打落的红热的焦炭及铁料用水浇灭。

7.1.3 冲天炉工作的一般过程

冲天炉开风后，经风口进入炉内的空气与底焦发生燃烧反应，产生热量，由此生成的高温气体向上流动，并使底焦面上的第一批金属炉料熔化。熔化后的铁滴在下落通过底焦的过程中与高温炉气及红热的焦炭接触而被进一步过热，而后经炉缸和过桥进入前炉。随着底焦的燃烧消耗和金属炉料的熔化，层料逐渐下降，而通过加料口加入的层焦和批料不断补偿底焦的消耗和熔化的铁料，从而使熔化过程连续进行。在炉气的热作用下，石灰石分解成为二氧化碳和石灰。后者与焦炭中的灰分和侵蚀的炉衬结合成低熔点的炉渣，通过过桥到达前炉，从前炉的出渣口排出。在炉气、焦炭和炉渣的作用下，金属的化学成分也会发生一些变化。铁液最终的化学成分取决于金属炉料的原始化学成分和在熔炼过程中的冶金反应。

7.2 冲天炉熔炼的基本原理

由上述冲天炉工作的一般过程可知，在冲天炉熔炼过程中同时进行着三个重要的过程，即：底焦燃烧、热量传递和冶金反应。其中，底焦的燃烧是热量传递和冶金反应赖以进行的基础，因而是冲天炉工作的最基本因素。

7.2.1 冲天炉内焦炭燃烧的基本规律

冲天炉内的底焦以固体块状的形式堆积，在燃料过程中从主风口向上开始逐层进行，称之为层状燃烧。它是固体燃料堆积时的一种常见的燃烧方式。

（1）焦炭燃烧的一般过程

焦炭燃烧过程可以归纳为以下三个环节（见图 2.1-188）：

1）加热着火　冷焦炭在气流中受热，至着火点温度 p 开始燃烧。焦炭的着火温度就是焦炭在该温度下进行氧化反应，单位时间内放出的热量等于或超过传给周围环境的热量时的温度。焦炭的挥发物含量越高，气孔率越大，灰量越低，着火点越低。焦炭在着火点温度前，主要依靠环境温度的加热来提高其本身的温度。因而，在到达着火点前，任何有益于增加环境温度的措施都将有益于焦炭的燃烧。

2）动力燃烧　在图 2.1-188 中的 $p-n$ 段，称为动力燃烧阶段，此时焦炭的燃烧速度受化学反应速度的制约，温度越高，焦炭燃烧速度越快。在此区域内，焦炭从着火点开始燃烧而表面温度提高，因温度提高而反应加速，直到整个燃烧过程不再受化学反应速度制约为止而进入扩散燃烧阶段。

3）扩散燃烧　在这区域内，气体（氧气）扩散至反应表面，或气态燃烧产物（CO 或 CO_2）脱离反应表面成为整个燃烧过程的限制环节。因此，气流速度越大，越有利于加强扩散，从而提高反应速度，提高温度。

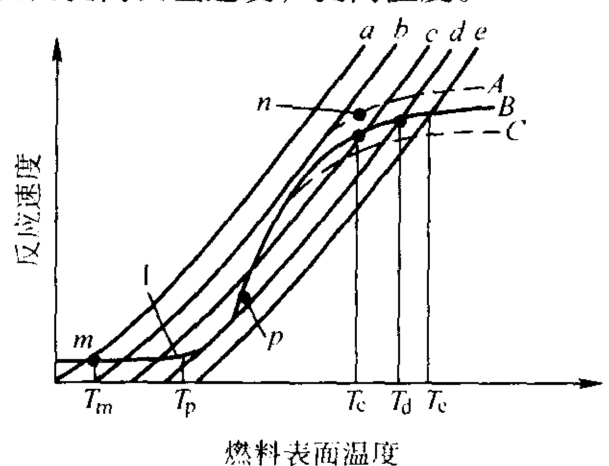


图 2.1-188 焦炭燃烧反应速度与温度的关系

1—反应速度曲线；$a \sim e$ 气体温度；A、B、C—不同的气流速度

图 2.1-189 为冲天炉内焦炭层状燃烧时，炉气及炉温随高度变化的示意图。空气在穿越焦炭的过程中，氧与碳发生燃烧反应，生成 CO_2 及 CO。随着燃烧反应的进行，炉气中氧逐渐消失，CO_2 浓度随之增加，炉温也随之上升。从空气与焦炭接触的位置开始至炉气中自由氧消失，CO_2 浓度达到最大值的这一区域称为氧化带。炉气经氧化带继续上升，在

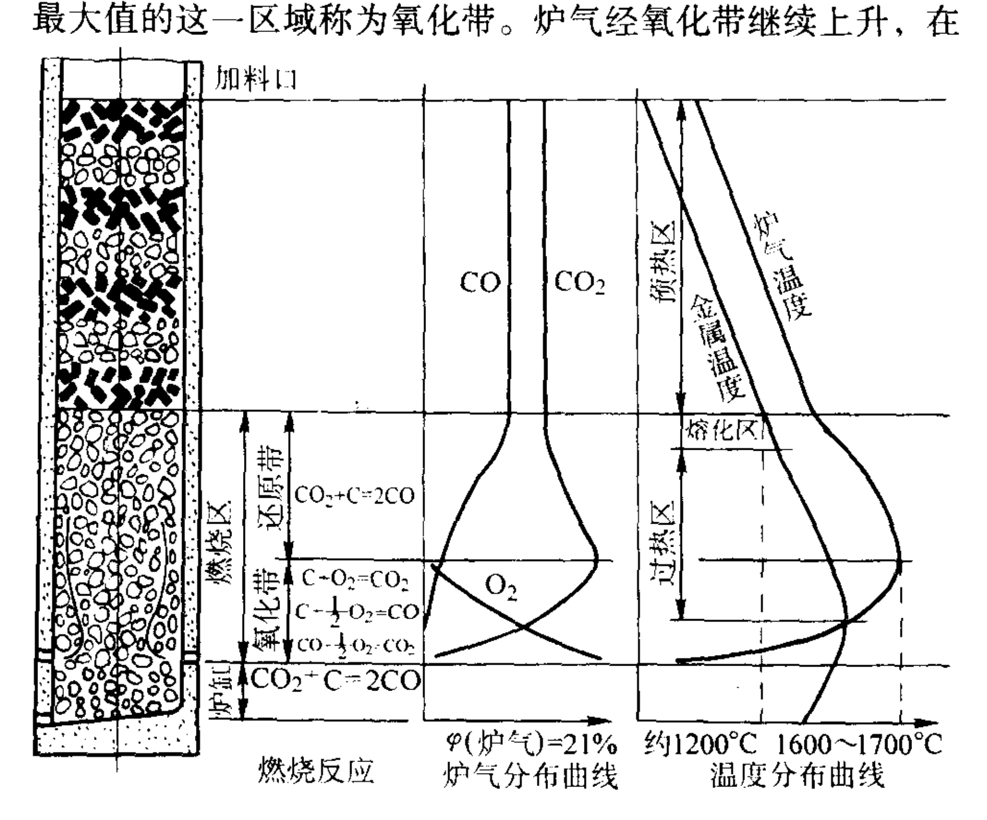


图 2.1-189 冲天炉底焦燃烧过程中炉气及炉温随高度的变化

高温、缺氧情况下，还原反应（$C+CO_2=2CO$）得到发展，炉气中 CO_2 浓度逐渐减小，CO浓度逐渐增加。由于还原反应为吸热反应，因此炉温也逐渐降低。氧化带顶面至炉气中 CO_2 与CO含量基本不变的区域，称为还原带。

（2）焦炭层中的氧化带

在氧化带内，当空气充足时，氧与焦炭中的碳发生完全燃烧反应

$$C+O_2 = CO_2\ (+34\ 070\ kJ/kg\ C) \quad (1)$$

当空气不充足时，氧与焦炭中的碳发生不完全燃烧反应

$$C+1/2O_2 = CO\ (+10\ 270\ kJ/kg\ C) \quad (2)$$

当产生的CO由遇到空气时，则会再次燃烧而继续放出热量

$$CO+1/2O_2 = CO_2\ (+23\ 800\ kJ/kg\ C) \quad (3)$$

除上述碳的氧化放热反应外，在氧化带的上部，由于 CO_2 浓度较高，焦炭的燃烧过程中还可能产生一个还原吸热反应

$$CO_2+C = 2CO\ (-12\ 628\ kJ/m^3\ CO_2) \quad (4)$$

前两个反应是供风中的氧气遇到红热焦炭时，立即发生的一次反应。这两个反应都是放热反应。但完全燃烧所生成的热量比不完全燃烧多几倍。当炉气中有过剩氧存在条件下，一次反应生成的CO进一步燃烧而生成 CO_2。在一次反应中生成的 CO_2 遇到红热焦炭时，也会被还原成CO，这两个反应称为二次反应。二次反应中的 CO_2 还原反应是吸热反应，起降低炉温作用。上述反应进行的程度和可能性与反应的自由焓变化（ΔG）和反应的平衡常数 K_p 及温度有关。图2.1-190为碳-氧系各反应的ΔG、K_p 与温度的关系。

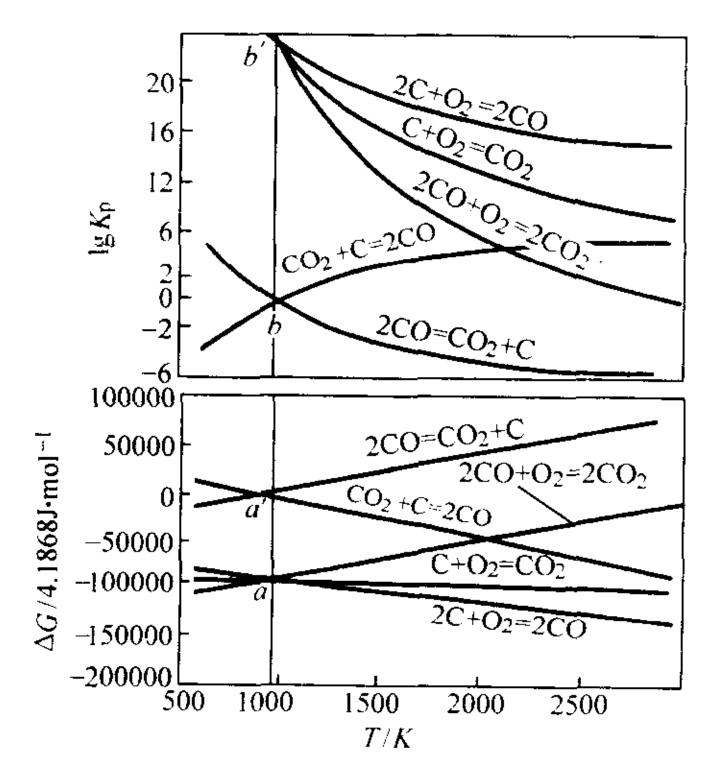


图2.1-190 碳-氧系各反应的 ΔG、K_p 与温度的关系

由图2.1-190中可知，反应式（1）、式（2）、式（3）的自由焓随温度变化的三条直线相交于 *a* 点。此点的温度为978 K。而在 CO_2 遇到C发生还原反应时，自由焓也在978 K处发生从正值变为负值的变化。因此，978 K是碳燃烧和还原四个反应在标准状态条件下的转化温度。因此，在标准状态下碳燃烧时，具有以下热力学特性：

1）碳燃烧时，氧化反应的自由焓变化值均小于零，说明了氧化反应都能自发地进行。而对于还原反应式（4），只有当温度高于978 K时，自由焓变化值才小于零，还原反应才具有自发进行的可能性，即：还原反应的起始温度为978 K。

2）当温度等于978 K时，碳燃烧反应的三个自由焓变化值相同，即具有相同的反应趋势，或者说CO对 O_2 的亲和力、C和 O_2 作用生成 CO_2 或CO的趋势均相同。

3）当温度小于978 K时，反应 $2CO+O_2 = 2CO_2$ 具有最小的自由焓变化值，这说明在低温下 CO_2 比CO具有更大的稳定性，同时反应又具有最大的平衡常数，这说明该反应进行的完全程度最大。

4）当温度高于978 K时，由于三个氧化反应都是放热反应，故随温度的升高，平衡常数下降，这表明随温度升高，对放热反应的进行是不利的。在氧化反应中，以反应 $2C+O_2=2CO$ 的自由焓最低，这说明在高温下，生成CO比 CO_2 具有更大的稳定性。

5）当温度高于978 K时，随温度升高，还原反应的平衡常数不断升高，这说明该反应进行的完全程度不断增大。而反应自由焓不断降低，这同样表明在高温下，由还原反应生成CO的倾向性增加。

（3）焦炭层中的还原带

在一般情况下，还原带内由于 CO_2 的浓度较高且温度也较高，因此主要进行的是 CO_2 的还原反应，即：

$$CO_2+C = 2CO\ (-12\ 628\ kJ/m^3\ CO_2)$$

反应结果是炉气中CO含量提高，温度下降。因此，为了充分利用焦炭的热量，必须抑制还原反应的发展。但为了减少硅、锰等元素的烧损，保证铁液的冶金质量，炉气中含有一定数量的CO是必须的。从对图2.1-190的分析中可知，当温度高于978 K时，CO具有最大的稳定性，而且，温度越高，越有利于 CO_2 还原反应的进行。这一情况一直延续至熔化带以上。当温度低于 *b* 及 *b'* 点，即温度为978 K时，将发生CO的分解反应。所以，从热力学观点看，此时 CO_2 的还原反应将终止。

（4）炉气的燃烧比

焦炭中还原反应进行的结果，使炉气中的 CO_2 减少，CO增多。显然，在 CO_2 与CO的总量中，CO_2 占的比例越大，焦炭的燃烧越完全，燃烧所放出的热量越多，化学热损失就越多。炉气中 CO_2 与CO含量的相对值的高低，不仅表征了焦炭完全燃烧的程度同时也表明了炉气氧化性的高低，它对熔炼过程的热效率和冶金作用均有重要的影响。炉气中 CO_2 与CO的比例关系通常用燃烧比 η_v 表示，

$$\eta_v = [CO_2/(CO_2+CO)] \times 100\%$$

式中，CO_2、CO分别为燃烧产物中 CO_2 和CO的体积分数。

从焦炭燃烧的观点看，η_v 越小，焦炭的利用率越低，焦炭发热量只有完全燃烧时的30%。因此，从充分利用能源的角度出发，燃烧比越高越好。同时 η_v 对熔炼过程中金属元素的氧化和铁液质量也有着重要的影响，因此，应根据产品对铁液质量的不同要求，控制合适的燃烧比。

由于在焦炭层中，炉气的成分是沿焦炭层高度变化的，因此燃烧比也不是一个固定值。为了便于测量，通常所说的燃烧比，是指燃烧产物的脱离底焦层到 CO_2 反应停止时的炉气成分计算的。此时燃烧比反映了整个焦炭层燃烧的最终结果。

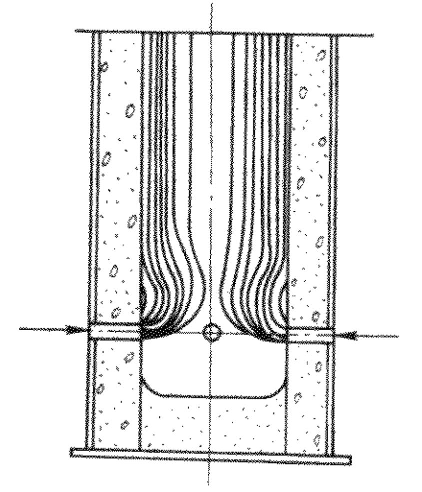
7.2.2 炉内炉气与炉温的分布

冲天炉内的炉气在向上流动过程中有自动趋于沿炉壁流动的倾向，这种现象称为炉壁效应。炉壁效应的产生主要由于炉内阻力分布不均匀所造成的。由炉料与炉壁形成的通道因空隙大、曲折少、行程短，所以对气流的阻力小；而炉料之间由于炉料的互相楔合，使得气流通道截面小、曲折多、流程长，阻力也就大。其结果是炉壁附近炉气流量大，流速高，而炉子中心则流量小，流速低，致使炉气的平均流线向炉壁方向偏移，如图2.1-191所示。

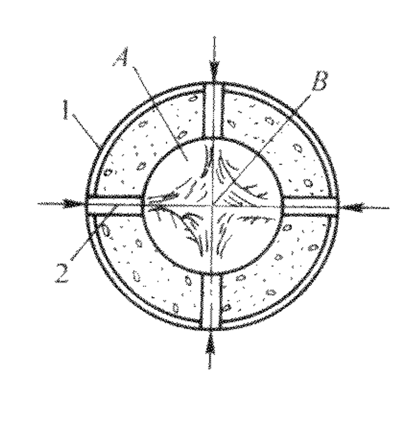
由图还可知，由于炉壁效应的影响，在冲天炉纵截面上，离炉壁越近，炉气的流速就越快。在冲天炉横截面上，由于风口区前缘空气流速快，流量大，形成强烈的燃烧带。

而在两个风口之间的区域，则由于空气量少而形成所谓“死区”*A*。此外，来自风口的空气流，由于炉壁效应难以深入炉子中心，因而在炉膛截面中心区域出现“死区”*B*。所以，在冲天炉风口区域的炉膛截面上，无论沿纵向或横向炉气分布都是不均匀的。

由于炉气流速和成分分布的影响，造成底焦燃烧不均匀，从而造成炉气成分及炉温分布的不均匀（见图2.1-192）。



(a) 炉气沿炉膛纵截面分布



(a) 风口处炉气沿炉膛纵截面分布

图2.1-191 冲天炉内炉气分布示意图

1—炉衬；2—风口

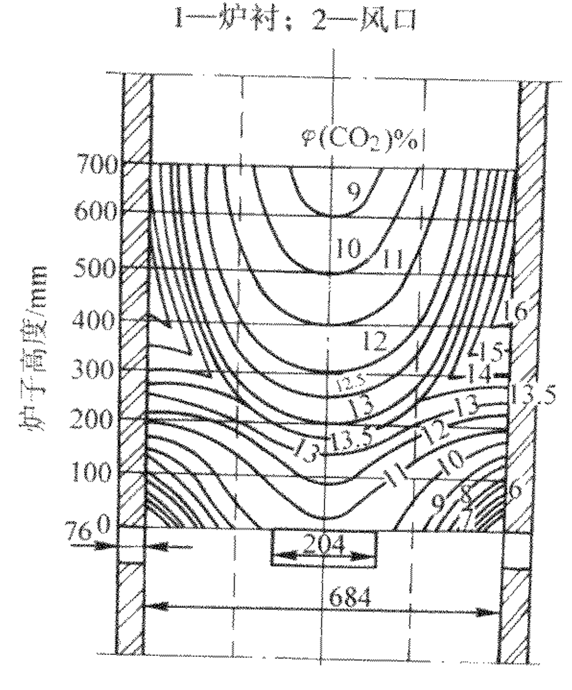


图2.1-192 冲天炉内炉气的CO_2等浓度曲线

由于炉气成分是燃烧反应的直接结果，因此，温度的变化将与炉气中CO_2含量变化有直接的对应关系，在CO_2含量最高处理温度也最高。在此区域以上，由于CO_2还原吸热而温度下降；在此区域以下，燃烧反应正在进行，温度由低逐渐到达最高。此外，根据图2.1-192冲天炉内炉气CO_2等浓度曲线可知，CO_2最高浓度区域集中在炉壁附近，而炉子中心区域，CO_2浓度低，等浓度曲线呈下凹形。由此可以推知炉内等温曲线也将呈下凹形，而冲天炉高温区域位于炉壁附近。冲天炉内这种温度分布状况，对铁液过热是不利的。为了改善这种情况，就必须注意影响冲天炉炉气与温度分布的一些主要因素。对此，将结合冲天炉内的热交换现象加以讨论。

7.2.3 冲天炉内的热交换

冲天炉内的热交换是在高温炉气向上运动，固体炉料或铁液向下运动过程中进行的。由于炉壁效应的影响，炉气在炉子纵截面和横截面分布不均，致使温度分布也不均匀。氧化带上部，CO_2含量最高处，温度最高，再向上，由于CO_2被还原及与炉料热交换，炉气温度逐渐下降。

根据炉气温度和炉料、铁液的受热状态，一般将冲天炉沿炉身高度方向划分为预热区、熔化区、过热区（即燃烧区，包括氧化带和还原带）和炉缸区四个区域，如图2.1-193所示。各区域温度和炉料状态不同，热交换的方式和效果也不同。

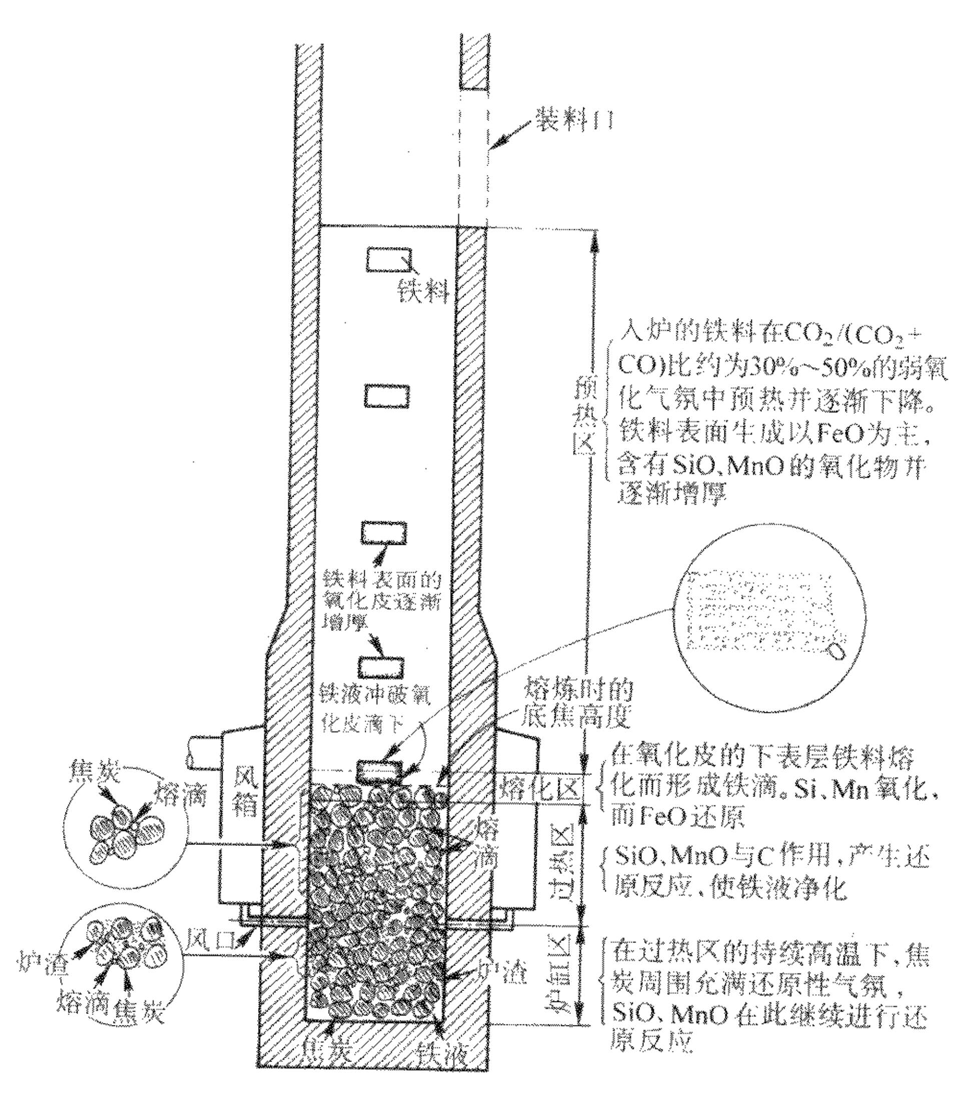


图2.1-193 冲天炉内各区分布及铁料（铁液）状态

1）预热区内的热交换　预热区是指冲天炉加料口下缘附近的炉料面至金属料开始熔化位置的这一段区域。这一段炉身高度称为预热区。

在正常操作条件下，预热区下端的炉气温度可达1 200~1 300℃，上部炉气温度约为200~500℃。由于这一区域平均温度不高，炉气的黑度和辐射空间较小，而且炉气在料层内的流速较大，因此炉气与炉料表面之间的热交换方式从对流传热为主。

铸铁从室温经预热、熔化、过热到1 500℃，根据计算所需热量约为1 381 kJ/kg，其中预热区传递热量约为787 kJ/kg，占总热量的57%左右。可见在预热区传递的热量比例较大。但由于炉料在预热区停留时间较长，一般约为30 min左右，因此传热强度并不高，约为0.44 kJ/kg,s。

冲天炉预热区的高度受到炉子有效高度、底焦高度、炉内料面的实际位置、炉料块度、炉内料层的下移速度、炉气分布、铁焦比等许多因素的影响。因此，即使结构和尺寸完全相同的炉子，由于操作条件的变动，同样可以导致预热区高度的大幅度波动，从而造成预热效果的极大差异。此外，金属炉料的块度越大，预热所需时间越长，预热区占据的炉身高度也就越大，严重时金属料块可以进入风口区，造成所谓“落生”现象，妨碍冲天炉的正常操作。但料块过小也有可能造成氧化严重的情况。

2）熔化区内的热交换　从铁料开始熔化到熔化完毕的区域称为熔化区，实际上从冲天炉操作的角度来看，也就是底焦顶面高度的变化波动区域，其高度大约为层焦的厚度。

熔化区内的热交换与预热区相仿，主要以对流传热为主。在熔化区内，铁料不仅吸收209~251 kJ/kg的熔化潜热，而且还吸收使铁料熔化所必需的一定的过热热量。

由于炉壁效应导致的炉气与温度分布的不均匀性，使得冲天炉内的熔化区在炉内不是一个平面的区带而是呈中心下凹形的曲面。炉气分布越不均匀，熔化区下凹就越严重。图2.1-194示意的表示了因炉气沿炉膛截面分布不均匀造成熔

化区呈凹形分布。图中的 b 比 a 下凹严重，因此熔化区的平均位置 H_b 比 H_a 低。

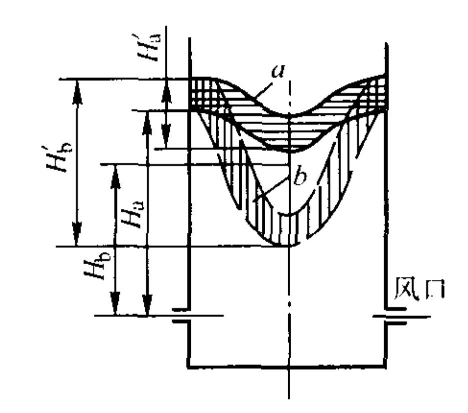


图 2.1-194 炉气分布对熔化区形状和位置的影响

熔化区在炉内位置的高低基本上是由炉气和温度分布状态所决定，也受每批铁料的重量、铁料块度等因素的影响。这些因素将使铁料的受热面积、受热时间和受热强度发生变化，造成熔化区平均高度的波动。当焦铁比一定时，熔化区平均高度会因批料重量的减少而提高，从而扩大过热区，提高铁液温度。但批料层过薄将使加料操作不便且易混料。

3）过热区内的热交换　铁料熔化完毕至第一排风口平面之间这一段炉身高度称为过热区。铁料在熔化区熔化后，铁滴下落过程中与高温炉气及红热焦炭相接触，温度得到进一步提高。

在过热区铁液的受热以与焦炭接触传导传热为主，约占过热区总传递热量的72%，其次是焦炭对铁液的辐射传热，约占过热区总传递热量的18%，还有部分热量通过焦炭和炉气对铁液的对流传热传递给铁液。

铁液在过热区内，以小铁滴或小流股穿过炽热的底焦层，其受热时间则不再受下料速度的制约，通过过热区的时间一般不超过30 s，而温度则要提高350℃左右，传热强度达到11 kJ/kg.s以上，约为预热区的传热强度的24倍。要达到如此高的传热强度，除了以高的炉温做保证外，保证熔化区有足够的高度是提高铁液温度的重要措施。因此，强化底焦燃烧和适当提高底焦高度是提高过热效果从而获得高温铁液的关键。

由于过热区内传热的这一特点，所以提高铁液温度比较困难，必须耗费较多的焦炭。据统计，当冲天炉总的热效率为30%～50%时，预热区的热效率在20%以上，熔化区热效率约为60%左右，而过热区则仅7%左右。因此，人们对冲天炉熔炼总的评价是：熔化便宜过热贵。这是发展冲天炉与电炉双联熔炼的原因之一，也是冲天炉工作的一个十分重要的特点。

4）炉缸区内的热交换　在一般操作条件下，冲天炉炉缸内虽有焦炭，但基本没有空气供给，几乎不燃烧发热，所以，对高温铁液来说，炉缸是个冷却区。炉缸越深，冷却作用就越大。但是，如果在整个操作过程中间歇式地打开渣口，或在前炉顶上开设放气口，则因有部分空气进入炉缸，使炉缸内的部分焦炭燃烧发热，可减少铁液在炉缸内的冷却情况，而有利于铁液的过热。但进风量必须严格控制，否则会增强炉缸内的氧化气氛。

7.2.4 冲天炉内的冶金反应

冲天炉熔炼过程除了上述热过程外，冶金过程是一个非常重要的过程，它直接关系到内在质量。热过程是否合理通常应以冶金过程的需要为转移。金属炉料在冲天炉内被预热、熔化、过热及铁液流入前炉的过程中，金属与炉气、焦炭、炉渣接触，会发生一系列物理化学变化，即冶金反应，引起化学成分和铁液质量的变化。

（1）冲天炉内的炉气

冲天炉炉气成分随炉内温度的变化如图2.1-195中的虚线所示。图中 A 相当于加料口，AB 段相当于预热区，BC 段相当于熔化区，CD 段相当于还原带，DE 段相当于氧化带，EF 段相当于炉缸区。图中右边的纵坐标表示 CO_2 在 CO_2 加 CO 总量中所占的百分数，即燃烧比 η_v；左边纵坐标则为 $1-\eta_v$。

图2.1-195中实线为划分区域的界限。图内所注反应方程式中上下两个箭头，分别表示界限线上、下反应进行的方向。因此，在两实线之间的区域为 FeO 稳定区；在此区域以上为 Fe 的稳定区，此区域以下是 Fe_3O_4 稳定区。

由图可知，冲天炉内的炉气，对于铁来说，无论在什么区域都是氧化性的，因为炉气的成分都在 FeO 稳定区域内。显然，对于与氧亲和力比铁大的硅、锰和其他合金元素将更是如此。炉气中主要的氧化性组分为自由氧与二氧化碳。在冲天炉的氧化带内，由于氧气和二氧化碳的浓度都很高，因而炉气氧化性最强；而在还原带内，炉气中一氧化碳含量较高，因而氧化性较弱。要注意的是，这里所说的还原带是指二氧化碳还原成一氧化碳，由图可见，即使是还原带，炉气对于铁和合金元素来说仍然是氧化性的。

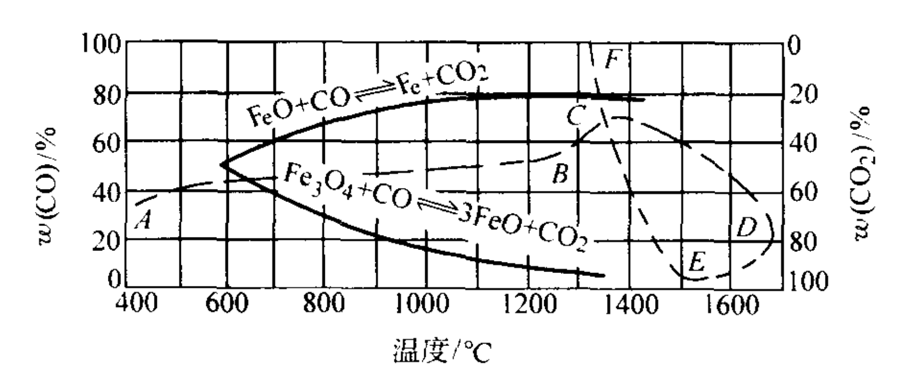


图 2.1-195 冲天炉内炉气成分随炉内温度的变化

（2）冲天炉内的炉渣

冲天炉内炉渣来源于炉衬的侵蚀、焦炭的灰分、炉料带入的杂质、金属元素氧化烧损所形成的氧化物，其主要成分为 SiO_2 和 Al_2O_3。由于它们的熔点很高，在炉内的黏度很大，这种高黏度的炉渣不仅不易于排出炉内，而且包裹在焦炭表面，阻碍焦炭的正常燃烧。因此，必须加入溶剂（$CaCO_3$）加以中和、稀释。石灰石（$CaCO_3$）在炉内经高温分解而得到石灰（CaO），CaO 和其他夹杂物反应而形成低熔点的复杂化合物，即炉渣。

冲天炉内的渣量一般占金属料重量的6%～10%。炉渣的主要成分为 SiO_2、CaO 和 Al_2O_3，三者总和约占炉渣总量的80%～90%。

其成分大致如表2.1-166所示。为使炉渣在液态下有较小的黏度，易于与铁液分离，并充分发挥炉渣在冶金过程中的作用，炉渣应有适宜的熔点（通常为1 300℃左右），黏度不宜过大，其成分范围在图2.1-196的阴影内为宜。由于炉渣成分除 SiO_2、CaO 和 Al_2O_3 外，还有多种其他成分，故炉渣实际熔点比图中标明的温度要低。

表 2.1-166 冲天炉炉渣的成分（质量分数）%

名称	SiO_2	CaO	Al_2O_3	MgO	FeO	MnO	P_2O_5	FeS
酸性渣	40～55	20～30	5～15	1～5	3～15	2～10	0.1～0.5	0.2～0.8
碱性渣	20～35	35～50	10～20	10～15	≤2	≤2	≤0.1	1～5

冲天炉的炉渣的性质主要包括物理性质（熔点与黏度等）与化学性质两个方面。炉渣所含的氧化物，按其化学性质不同可分成酸性的（SiO_2、P_2O_5 等）、碱性的（CaO、MgO、MnO、FeO 等）和中性的（Al_2O_3、Fe_2O_3 等）三种（见表2.1-167）。炉渣的性质则取决于其所含各种氧化物的含量的对比关系，用炉渣的碱度 R 表示，可按下式计算

$$R=(CaO\%+MgO\%)/SiO_2\%$$

式中，CaO%、MgO%、SiO_2%分别表示炉渣中该组分的质量分数。有时为简化计算，仅以 CaO/SiO_2 的比值表示炉渣得的碱度。

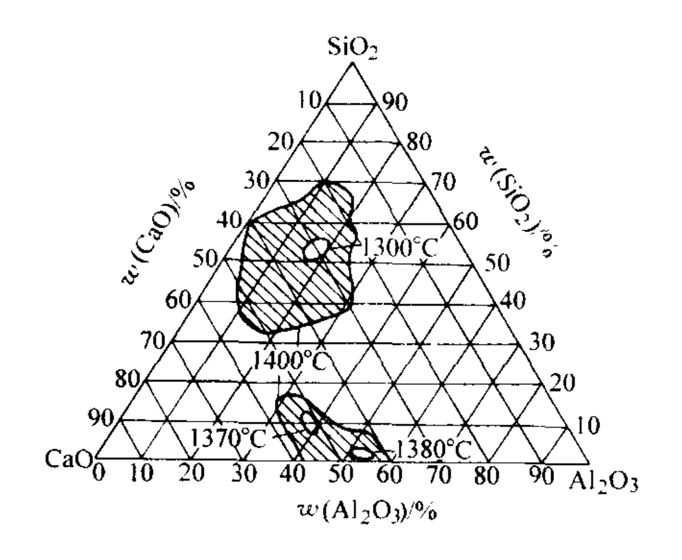


图 2.1-196 冲天炉内炉渣成分在 $SiO_2-CaO-Al_2O_3$ 三元状态图中的位置

表 2.1-167 炉渣的性质与碱度值的关系

炉渣性质	酸性	中性	碱性
炉渣碱度	<0.8	0.8~1.2	>1.2

冲天炉内的炉渣，不仅能清除焦炭表面的灰渣，加速焦炭的燃烧，使焦炭在炉内的冶金反应中起更大的作用，同时炉渣本身还直接参与冶金反应，影响铁液的化学成分，如酸性渣可减少硅的烧损，碱性渣可减少锰的烧损和降低铁液的含硫量等。

(3) 冲天炉熔炼过程中铁液化学成分的变化

由于冲天炉熔炼过程冶金反应的结果，熔炼出铁液的化学成分较配料计算的成分会产生一定的变化。因此，掌握这一变化的规律，对于获得所需成分的铁液是非常重要的。

1) 碳的变化　冲天炉熔炼过程中，铁液含碳量的变化来自两个方面：铁液通过和焦炭接触吸收碳分（增碳）和铁液中所含的碳被炉气中的氧化性气体（O_2、CO_2）和铁液中的 FeO 所氧化（脱碳）。铁液含碳量的变化是这两个作用的综合结果，凡是影响这两个过程的因素都将影响铁液的最终含碳量。

铁液的增碳过程主要发生在金属炉料熔化后到铁液排出炉缸进入前炉的这一段过程。炉料熔化后，铁液滴在下落过程中与焦炭接触。由于，焦炭中碳的含量远高于铁液中的碳，因此在铁－焦炭的接触界面产生碳的扩散，使铁液增碳。在高温下，碳在铁液中的扩散过程主要取决于炉内温度、铁液与焦炭的接触时间、铁液的原始含碳量及焦炭表面的清洁程度等。铁液与焦炭的接触时间越长、接触比面积越大、焦炭表面越清洁、炉温越高则增碳的倾向越大。此外，在冲天炉熔炼过程中，铁液含碳量变化总趋向于共晶成分的含碳量。所以通常将共晶碳量定为铁液的饱和碳量。因此，当金属炉料的平均含碳量比共晶碳量低的越多，铁液增碳倾向就越大。

冲天炉熔炼过程中，铁液的脱碳过程包括炉气对铁液的直接氧化脱碳与炉气通过 FeO 对铁液的间接氧化脱碳。炉气中的 O_2 和 CO_2 成分对铁液的直接脱碳反应式为

$$[C]^{*}+O_2=\!=\!=CO_2 \qquad (+Q)$$

$$[C]+CO_2=\!=\!=2CO \qquad (-Q)$$

前一个反应主要发生在氧化带内，后一个反应主要发生在氧化带上部及还原带的下半部，炉气中 O_2 与 CO_2 的浓度和铁液中碳的浓度越高时，则脱碳的倾向越大。由于冲天炉炉气对铁是氧化性的，故铁液中含有一定量的 FeO，而 FeO 又会促使铁液中的碳氧化：

$$FeO+[C]=\!=\!=[Fe]+CO \qquad (+Q)$$

因此，炉气的氧化性越强，脱碳过程将加剧。此外，炉内温度的升高对碳的烧损具有双重作用：由于碳的氧化烧损均是放热反应，因此温度提高可抑制放热反应的进行，减少碳的烧损；同时又促进吸热的碳的还原反应进行，使铁液脱碳量增加。一般来说，铁液的最终含碳量将随炉温的升高而增加。

大量实践表明，在冲天炉熔炼过程中，铁液中碳含量的变化总是朝着共晶含碳量的方向变化，但由于增碳和脱碳过程的不完全性，铁液在熔炼过程中碳含量不可能达到饱和状态，因此铁液的含碳量主要取决于入炉铁料的原始含碳量。表 2.1-168 为冲天炉熔炼过程铁液含碳量的变化实例。

表 2.1-168 为冲天炉熔炼过程铁液含碳量的变化实例

炉次	配料成分（质量分数）/%		共晶度 Sc	铁液含碳量（质量分数）/%	碳量增减值（质量分数）/%	碳量增减率 /%
	C	Si				
1	2.63	2.00	0.71	3.12	+0.49	+18.5
2	3.97	2.87	1.19	3.50	-0.47	-11.9
3	4.04	2.49	1.17	3.49	-0.55	-13.6
4	4.08	2.26	1.20	3.34	-0.74	-18.1

2) 硅和锰的变化

① 铁液中硅和锰的氧化过程　在冲天炉熔炼过程中，硅和锰主要通过氧化过程而使得它们在铁液中的含量下降。硅和锰的氧化有两种途径，即直接氧化和间接氧化。

炉气中的 O_2 和 CO_2 与铁滴表面层的硅和锰直接发生反应，在冶金反应方程式中，[ ] 代表铁液中所含元素，( ) 代表炉渣中所含元素。

$$[Si]+O_2=\!=\!=(SiO_2) \qquad (+Q)$$

$$[Mn]+1/2\ O_2=\!=\!=(MnO) \qquad (+Q)$$

$$[Si]+2CO_2=\!=\!=(SiO_2)+2CO \qquad (+Q)$$

$$[Mn]+CO_2=\!=\!=(MnO)+CO \qquad (+Q)$$

显然，上述反应主要发生在 O_2 和 CO_2 含量较高的氧化区和还原区的下部。

硅和锰的间接氧化是通过和铁液或炉渣中存在的 FeO 发生反应：

$$[Si]+2[FeO]=\!=\!=(SiO_2)+2[Fe] \qquad (+Q)$$

$$[Mn]+[FeO]=\!=\!=(MnO)+[Fe] \qquad (+Q)$$

$$[Si]+2(FeO)=\!=\!=(SiO_2)+2[Fe] \qquad (+Q)$$

$$[Mn]+(FeO)=\!=\!=(MnO)+[Fe] \qquad (+Q)$$

在直接氧化和间接氧化两种方式中，以间接氧化方式为主。由于铁液中溶解有较多的 FeO 作为硅和锰氧化反应的媒介，故使得氧化反应速度大为提高。

② 影响硅和锰氧化的主要因素

a）炉温　温度是决定冲天炉熔炼过程中硅、锰等元素烧损程度的重要因素。由图2.1-197可知，金属元素与氧的亲和力均随温度的提高而下降，而且，这些元素的氧化均为放热反应，故炉内温度越高，金属元素的烧损越小。从图中还可以看到，当温度超过金属元素与碳的氧化反应线的交点时，金属元素的氧化物就有可能被碳还原。富氧送风和预热送风由于使炉温升高，因而会使硅和锰的烧损率减少，甚至可能会发生炉渣及炉衬中的 SiO_2 被还原，铁液中含硅量非但不降低，反而有增高的现象。

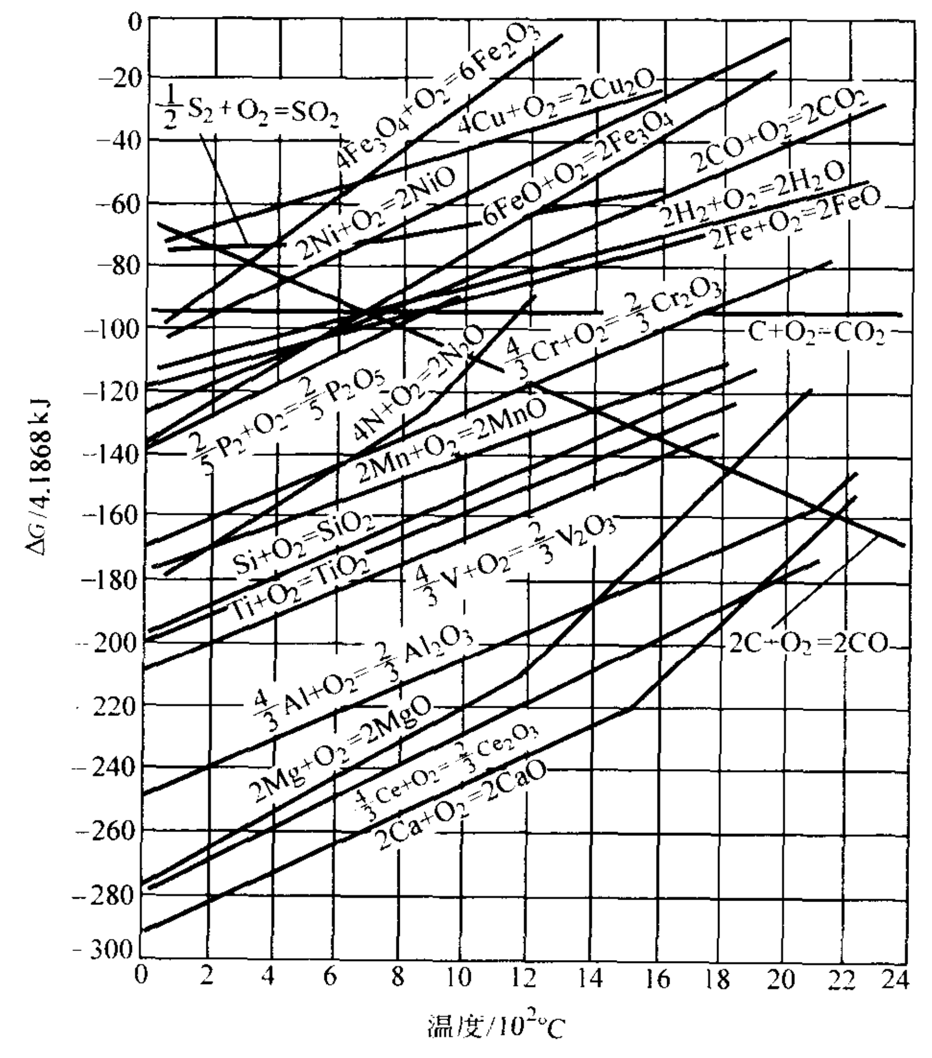


图2.1-197　元素与氧化合的自由焓与温度的关系

b）炉气氧化性　炉气的氧化性是决定硅、锰氧化烧损程度的另一重要因素。从减少元素烧损角度出发，要求炉气氧化性尽量低，特别是熔化区炉气成分更为重要。在熔化区中，固体炉料熔化时具有很大表面积，若炉气为强氧化性，则将很容易氧化，而导致铁液中的金属元素产生严重的氧化烧损。因此，维持冲天炉的燃烧状况正常，减少元素氧化烧损，重要的是选用适宜的焦铁比和送风强度。如果不适当地片面追求过低的焦铁比、或使送风强度过大，都将使氧化带向上延伸，并使熔化区的炉气变为强氧化性的，从而导致炉料中的金属元素大量烧损。

c）炉渣性质　炉渣是参与冶金反应的重要因数，由于铁液与炉渣之间的相互作用，使得铁液中的硅、锰的含量与炉渣中的 SiO_2 和 MnO 成分的活度成一定的平衡关系。生产上使用的冲天炉大多数是酸性的，酸性炉渣中 SiO_2 的活度较大，而 MnO 的活度较小。与此相对应，铁液中硅的烧损较小，而锰的烧损则较高。碱性冲天炉的情况正好相反。

d）金属炉料的成分　金属元素在炉料中的含量对元素的烧损影响很大。元素含量越高，元素与氧接触的几率就越大，烧损也越大。在冲天炉内，尽管硅、锰等元素与氧的亲和力比铁大，但由于铁的含量最高，因此首先氧化的是铁。因此，采用冲天炉熔炼的铁液，其合金元素的含量不宜过高。

此外，金属炉料块度过大，往往会造成熔化区下移、铁液温度下降而导致硅、锰、铁等金属元素烧损增大。但如果金属炉料过于细薄，则由于氧化的表面积大，在预热区内就会严重氧化。因此，为减少氧化烧损，炉料块度要大小适当。此外，还应力求炉料洁净，以免因带入铁锈等氧化剂而加大烧损。

③ 冲天炉熔炼中硅和锰的烧损率　在冲天炉熔炼中，硅和锰的正常烧损是不可避免的。但应掌握它们的烧损规律。在正常熔炼条件下，酸性冲天炉硅的烧损率为10%～15%，锰的烧损率为15%～20%。而碱性冲天炉硅的烧损率为20%～25%，锰的烧损率为10%～15%。

3）硫的变化

① 冲天炉熔炼过程中铁液的增硫　铁液中硫的来源有两个途径，一是铁料中原有的硫，再就是在熔炼过程中吸收的硫分。由于在酸性冲天炉的熔炼条件下不具备脱硫的能力。碱性冲天炉，特别是预热送风碱性冲天炉熔炼，能有效地脱硫。所以，在一般的酸性冲天炉中，铸铁经熔炼后，含硫量往往是增加的。焦炭中的硫以两种方式进入铁液：

a）焦炭中的一部分硫在高温作用下转化为 SO_2 进入炉气，被炉料和铁液吸收：

$$3Fe + SO_2 = FeS + 2FeO$$

$$10FeO + SO_2 = FeS + 3Fe_3O_4$$

当铁料和铁液氧化严重时，下一反应更加剧烈，增硫将更严重。

b）铁液与焦炭接触，焦炭中所含硫通过扩散溶入铁液中，溶入量的多少与焦炭本身硫含量的高低、铁液与焦炭接触时间的长短、焦炭用量以及熔炼工艺参数有关。

② 影响铁液增硫的主要因素

a）炉料含硫量　铁液从焦炭中吸收硫分的过程，与吸收碳分的过程相似。增硫的程度与铁液的原始含硫量，即铁料含硫量有关。铁料含硫量越高，则增硫速度越快，增硫量越多。

b）焦炭消耗率　焦炭消耗率越高，从焦炭带入的硫量越多。熔炼低碳铸铁（高牌号灰铸铁、可锻铸铁）时，为获得较高的出炉温度，往往取较高的焦铁比，故铁液的增硫量也就增加了。

c）焦炭含硫量　焦炭含硫量高，铁液增硫量就多，故要求铸造用焦炭的含硫量越低越好。

d）炉渣碱度　硫在铁液和炉渣中有一定的分配比例，两者含硫量的比值称为分配指数，通常用 L_s 表示。

$$L_s = (S)/[S]$$

式中（S）、[S] 分别表示在炉渣中与铁液中硫的质量分数。显然，分配指数越大，硫在铁液中的相对含量就越低。通常，硫在铁液与炉渣中的存在形式分别为 FeS 与 CaS，两者中各含36.5%和44.4%质量分数的硫，因此，L_s 可表示为

$$L_s = (S)/[S] = 44.4(CaS)/36.5[FeS] = 1.22(CaS)/[FeS]$$

由于，炉渣中的碱性氧化物 CaO 能与铁液中的硫进行下列脱硫反应：

$$[FeS] + (CaO) = (CaS) + (FeO) \qquad (-Q)$$

反应的结果使铁液中的硫进入炉渣，使硫在铁液中的含量下降。上述反应的平衡常数 K 为

$$K = (CaS)(FeO)/[FeS](CaO)$$

因此有

$$L_s = 1.22K(CaO)/(FeO)$$

由上式可知，炉渣中 CaO 含量越高，FeO 含量越低（即炉渣碱度越高），L_s 就越大，铁液中的平衡含硫量就越低。因此，碱度在一定范围内提高时，有利于降低铁液中的含硫量。但由于酸性冲天炉的炉渣碱度受到炉衬的限制，因此在酸性冲天炉中，上述脱硫反应受到限制。只有在碱性冲天炉中才有可能形成碱度高的炉渣，促使铁液中的含硫量降低。

e）炉温 由于炉渣中的碱性氧化物 CaO 能与铁液中的硫所进行的脱硫反应为吸热反应，因此，温度越高，反应的平衡常数就越高，在炉渣碱度相同的情况下，硫的分配指数就越大，从而有利于降低铁液的含硫量。

f）炉气的氧化性 炉气的氧化性越强，使得炉渣中 FeO 含量增加，不利于脱硫反应的进行，因此，焦炭消耗过低、送风强度过大、铁料锈蚀严重均会降低脱硫效果，使铁液中硫的相对含量增加。

g）炉料配比与铁液化学成分 铁液的增硫程度还与铁料的配比有关，当铁料中使用大量废钢时，尽管废钢低的含硫量较低，但增硫量反而越多，这是由于废钢的熔点高，在冲天炉内的熔化位置较低，加之废钢中碳、硅量低，因此宜于形成更多的 FeO，从而加剧了增硫过程。此外，铁液中的锰能与 FeS 发生反应，生产熔点为 1 530℃的 MnS 而转入渣中，直接起到脱硫的作用。但产生 MnS 的反应是放热反应，温度低时脱硫的作用较大。

4）磷的变化 冲天炉熔炼中，磷的含量基本不变，在冲天炉熔炼过程中，高碱度的炉渣可通过下述反应使铁液中磷量降低：

$$2[P]+5(FeO)+(CaO)=\!=\!=(CaO\cdot P_2O_5)+5[Fe]\ (+Q)$$

上式表明，要进行有效地脱磷，不仅要求炉渣具有高碱度，而且要求有强氧化性（渣中 FeO 含量高），同时还应具备较低的炉温。在冲天炉熔炼条件下，不能满足低温、强氧化性和高碱度的要求。所以，冲天炉熔炼时无脱磷能力，即使在碱性冲天炉中也不能有效脱磷。对铁液的含磷量只能通过配料来控制。

以上讨论了冲天炉熔炼中，碳、硅、锰、硫、磷五元素的变化规律。在一般酸性冲天炉内，这些元素的变化趋向是：碳、硫增加，硅、锰烧损，磷含量不变。这些元素变化的大小，取决于炉料、焦炭、炉气与炉渣的状况，以及它们在具体操作条件下的相互作用。值得注意的是，铁液温度对铁液成分的变化具有决定性影响，高温是控制碳量、减少硫量、降低烧损的基本条件。所以，从实际情况出发，正确处理降低焦耗与减少元素熔炼消耗的矛盾，是完成冲天炉熔炼任务必须解决的根本问题之一。

7.2.5 铁液的脱硫处理

为了获得低硫铁液，除了尽可能采用含硫量低的焦炭、生铁和优质熔剂外，必要时还应采取脱硫措施。根据脱硫反应进行的位置来分，脱硫可分为炉内脱硫和炉外脱硫。

（1）炉内脱硫

炉内脱硫主要适用于碱性炉衬的冲天炉和水冷无炉衬的冲天炉。由于碱性冲天炉可造高碱性炉渣，在高温和低氧化条件配合下，可取得较好的脱硫效果。如当炉渣碱度为 1.5~2.0 时，铁液含硫量可降至 0.02%以下。但一般的碱性耐火材料（如镁砂）作炉衬寿命较短，目前在我国铸造生产上应用得很少。

此外，在炉缸、燃烧区以及熔化区采用石灰石炉衬的热风冲天炉，炉衬材料采用预制的石灰石砖和石灰石砖粉修砌。石灰石砖是以优质石灰石为原料，破碎、碾磨成粉，用盐水调和后打结成型，并在低温烧结而成。由于炉衬是碱性材料，可以造高碱度渣，为脱硫创造了有利的条件，所以，熔炼过程的脱硫量（质量分数）可达 70%。

采用水冷无炉衬热风冲天炉，由于炉渣性质不受炉衬材料的限制，而是主要取决于熔剂用量的多少，所以很容易造高碱度渣，可取得较好的脱硫效果。

冲天炉内脱硫使用的脱硫剂主要有石灰、电石、白云石等。

石灰是最便宜的脱硫剂。以石灰作熔剂的脱硫效果比用石灰石好，这是因为石灰加入量比石灰石少，可以减少熔炼时的热损失，炉渣碱度也可提高，有利于脱硫。用作炉内脱硫剂的石灰除要求 CaO 含量高（w（CaO）=>85%）外，还要求有一定的块度（>100 mm）。如果加入石灰粉，则很容易被炉气吹走，降低脱硫效果。

电石作为脱硫剂效果最为显著，加入数量为炉料重量 2%的电石，可脱去 30%左右的硫；由风口吹入电石，能使铁液含硫量降到很低（w（S）<0.03%）。这除因为电石本身有脱硫作用外，还由于电石在炉内起着第二燃料的作用，提高了炉温及铁液温度，从而进一步促进脱硫反应的效果。

（2）炉外脱硫

由于冲天炉炉内脱硫的效果很有限，在需要获得低硫铁液时，则往往需要采用炉外脱硫处理。炉外脱硫通常是向包内的铁液中加入脱硫剂，使它与铁液中的硫发生化学反应，形成稳定而不溶于铁液的硫化物，并通过扒渣将其除去。炉外脱硫的基本要点是尽可能扩大脱硫剂与铁液之间的接触面积，为脱硫反应的进行创造有利的动力学条件，以缩短反应的时间和加强脱硫的效果。

炉外脱硫常用的脱硫剂有苏打、电石和石灰等。

1）苏打脱硫 这是早期广泛采用的脱硫方法。将一定量的脱水苏打（Na_2CO_3）置于浇包内，利用铁液流冲入而搅拌，苏打在高温下发生下列分解

$$Na_2CO_3 \xrightarrow{1\,300℃} Na_2O+CO_2\uparrow$$

分解生成的氧化钠又与铁液中硫化合生成硫化钠

$$(Na_2O)+[FeS]=\!=\!=(Na_2S)+(FeO)$$

这一处理方法的最大缺点是反应时产生大量气体，造成铁液翻腾，导致铁液温度大幅度下降，污染环境，脱硫效率又低。故这种脱硫方法现已很少使用。

2）电石脱硫 这是目前最常用的脱硫剂。采用专用工业电石，具有比焊接用电石的熔点低，由碳化钙（CaC_2）和氧化钙（CaO）组成。利用电石作为脱硫剂进行脱硫反应，其反应式可表达为

$$CaC_2+[FeS]=\!=\!=(CaS)+[Fe]+2C$$

$$CaC_2+2(CaO)+3[FeS]=\!=\!=3(CaS)+3[Fe]+2CO\uparrow$$

电石加入量约占铁液重量的 0.5%~1.5%。脱硫效果显著，但必须保证铁液有足够高的温度。电石的粒径应较小（0.1~0.2 mm），处理时要强烈搅动或搅拌。

由于电石脱硫是放热反应，对铁液的降温作用小。这种处理一般需要有多孔塞气动脱硫设备，工艺较复杂。电石容易吸潮，必须注意用铁桶保存和注意防潮。

3）石灰脱硫 石灰作为脱硫剂进行脱硫的反应可表达为

$$(CaO)+[FeS]=\!=\!=(CaS)+(FeO)$$

石灰作为脱硫剂价格最便宜，但脱硫效果较差。欲获得较好的脱硫效果，其加入量应为电石的两倍以上，因为上述反应式是吸热反应，故降温较大，要求铁液有较高的出炉温度。

（3）炉外脱硫方法

铁液的炉外脱硫方式较多，目前，在铸造车间较为实用的是气动脱硫和摇包脱硫两种。

1）气动脱硫 气动脱硫法是通过向铁液中吹氮气，使脱硫剂与铁液充分混合、接触，或脱硫剂随氮气吹入铁液中，以提高脱硫效果的一种方法。这是目前用得最普遍的脱硫方法。与摇包脱硫方法相比，气动脱硫具有投资少，见效快，装置简便而灵活等优点。

① 喷射脱硫法 喷射脱硫法是以氮气为载体，将电石粉吹入铁液，利用氮气流搅拌铁液，来获得较高的脱硫效果。利用这种方法，可使铁液硫的质量分数降至 0.02%以

下。图2.1-198所示为一种喷射脱硫装置；该装置较复杂，铁液脱硫时降温较严重，一般用于0.5 t以上铁液的脱硫处理。图2.1-199所示的吹气脱硫装置较为简单。脱硫剂加在铁液面上或出铁前加入包底，靠气体搅拌作用使脱硫反应迅速进行。此方法可以处理少量（300 kg）铁液。

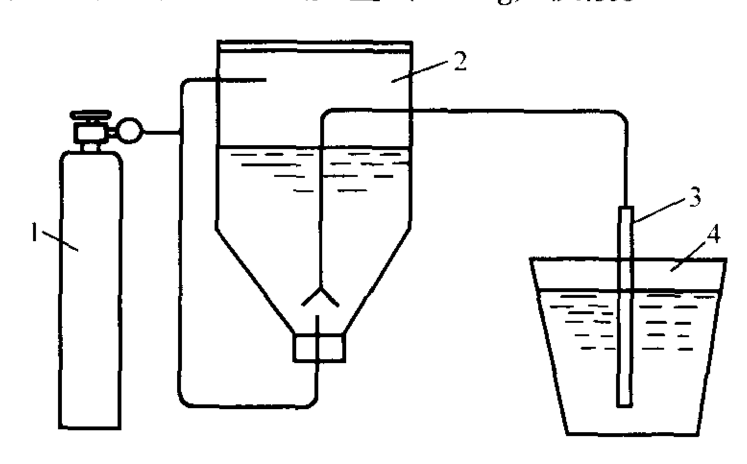


图2.1-198　喷射脱硫装置示意图

1—氮气瓶；2—料斗；3—喷射管；4—铁液包

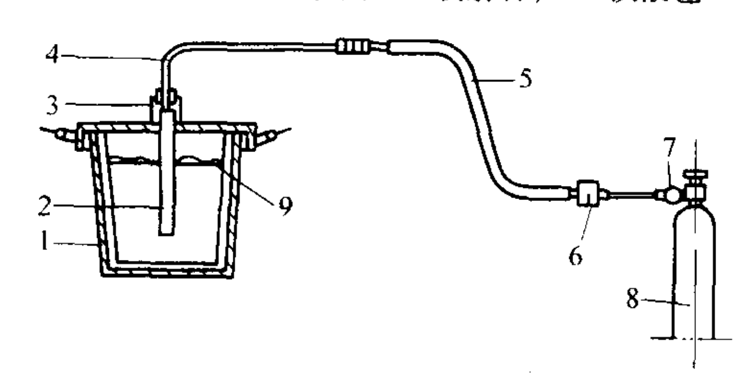


图2.1-199　吹气脱硫装置示意图

1—处理用铁液包；2—石墨通气管；3—管接头；4—管道；5—皮管；6—流量计；7—压力计；8—氮气；9—电石

② 多孔塞气动脱硫法　多孔塞气动脱硫兼有摇包法脱硫，冲入法脱硫和气动法脱硫的优点。其装置简便，脱硫效果好，是当前国内外应用日益普遍的一种脱硫技术。

多孔塞气动脱硫的方法是利用气体的压力将气体从铁液包底部，通过多孔塞吹入铁液，气体进入铁液后，一方面由于气体从高压下转到常压本身体积膨胀，同时气体在高温条件下也能自行膨胀，铁液在膨胀气体的作用下强烈地翻腾，使之与铁液表面均匀加入的脱硫剂充分接触，强化脱硫反应，达到脱硫的目的。一般经多孔塞气动脱硫后，原铁液硫质量分数可下降70%～90%。图2.1-200为多孔塞吹气脱硫的示意图。

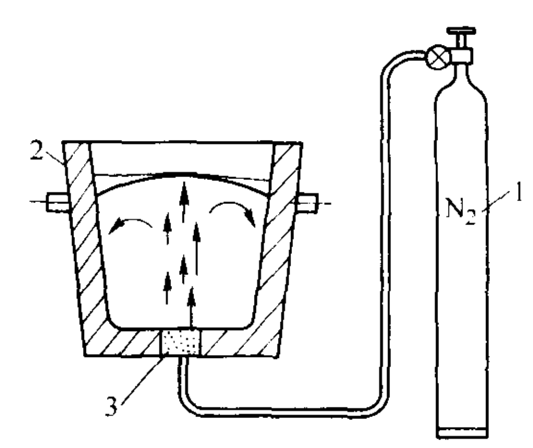


图2.1-200　多孔塞吹气脱硫示意图

1—氮气瓶；2—浇包；3—多孔塞

使用多孔塞脱硫技术的关键：一是多孔塞；二是铁液的温度；三是气体压力及流量的控制。有关经验表明，当脱硫剂（CaC_2）加入量为铁液重量的1.2%，吹气时间为5 min，铁液出炉温度为1 450℃时，脱硫率小于70%；当铁液出炉温度1 470～1 480℃时，脱硫率为80%；当出炉温度大于1 480℃时，脱硫率接近90%。

实验还表明，当吹气时间大于4 min以后，铁液的含硫量变化趋于平缓。所以，吹气时间通常控制在3～4 min比较合适。在此期间，铁液降温60℃左右。

2）摇包和回转包脱硫　图2.1-201为摇包脱硫法示意图。偏心轮使铁液包摇晃。如果偏心轮转动方向不变，铁液包的摇晃方向也不变，称为单向摇包；如果偏心轮转动方向及铁液包的摇晃方向每隔一定时间变化一次，即正向、反向交替转动，则称双向摇包。

图2.1-202为回转包脱硫法示意图。可回转的鼓形铁液包在一套机构驱动下，作回转运动。摇包和回转包，借铁液包的晃动或转动，使脱硫剂与铁液更好地接触，获得较好的脱硫效果。这一方法缺点是操作时间长，铁液降温严重，故只用于大量铁液的脱硫处理。

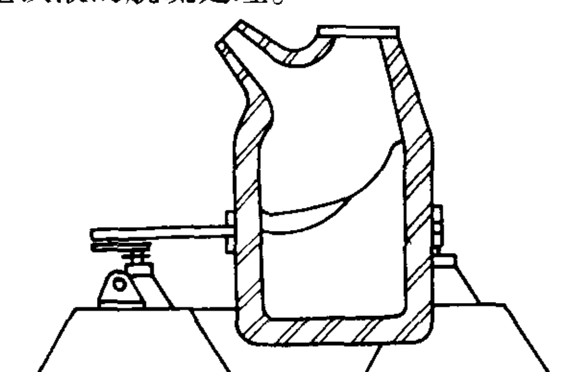


图2.1-201　摇包脱硫装置示意图

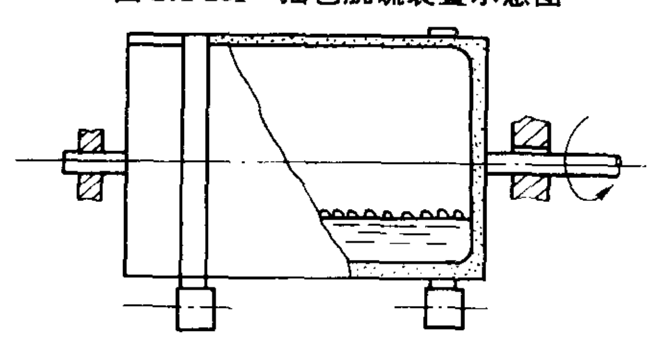


图2.1-202　回转包脱硫装置示意图

所有的脱硫操作，都会使铁液的温度降低，而且，原铁液含硫量越高，脱硫剂加入量越多，降温就越大。为了保证脱硫效果和浇注温度，应尽量提高炉温或铁液的出炉温度，并从原材料和熔炼过程控制硫量，努力降低出炉铁液的含硫量，以减轻炉外脱硫的工作量。

7.3　冲天炉熔炼过程的控制

7.3.1　熔炼过程主要工艺参数的选择

（1）冲天炉的网形图

冲天炉的网形图是通过对冲天炉熔炼过程的实际测量绘制而成的。它描绘了熔炼过程中冲天炉风量、焦炭消耗量、燃烧比、铁液温度与炉子熔化率之间的关系。由于炉料质量、操作条件和炉型结构参数的不同，网形图的具体数值也有差异，但上述四个参数之间的相互关系的趋势是类似的。具有代表性的网形图如图2.1-203所示。

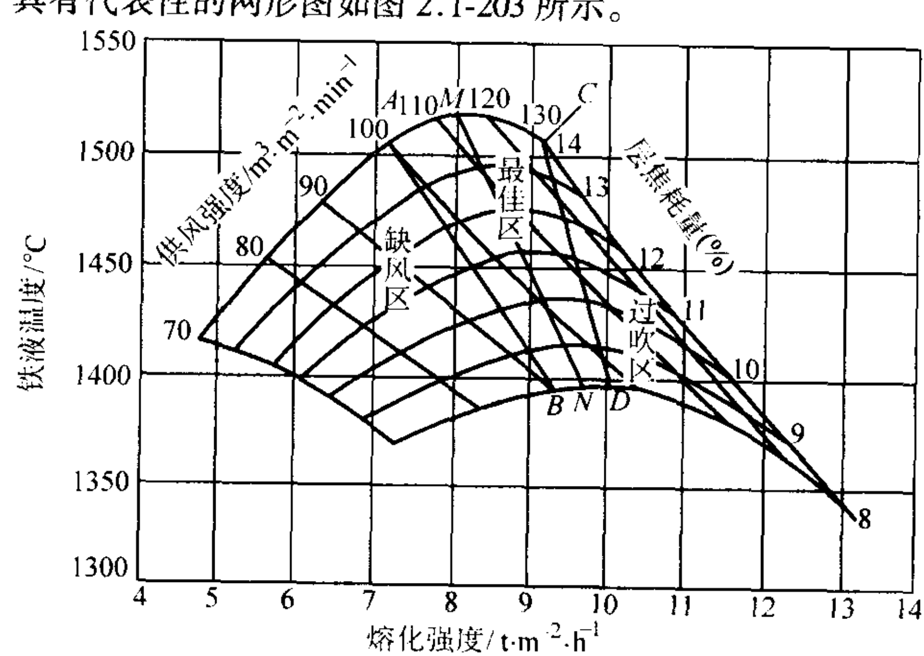


图2.1-203　冲天炉的网形图（直径500 mm炉）

网形图中不同层焦消耗量下的铁液温度最高点的连线 MN 为冲天炉的最佳工况线，$ABDCA$ 所围区域为最佳工况区；AB 线左侧为缺风区，CD 线右侧为过吹区。各区不同的参数配合对熔炼效果的影响见表 2.1-169。

表 2.1-169　网形图送风强度与焦碳配合对熔炼效果的影响

区　域	不变因素	变化因素	熔化强度	铁液温度	元素烧损		特 性 说 明
					C、Si、Mn	Fe	
缺风区	W	K↑	↓	↑	↓↓	↓	1. 碳多风少最佳风量效果明显 2. 高焦耗时，增大风量铁液升温
	K	W↑	↑	↑↑	↓	↓	
最佳区	W	K↑	↓	↑	↓↓	↓	1. 风碳配合基本平衡，铁液温度波动小 2. 元素烧损少，铁液温度高 3. 焦耗高比焦耗低时铁液温度高元素烧损少
	K	W↑	↑	—	—	—	
过吹区	W	K↑	↓	↑	↓	↓	1. 碳少风多焦耗高，铁液温度下降缓慢，反之下降迅速 2. 元素烧损率高 3. 容许风量波动范围小
	K	W↑	↑↑	↓↓	↑↑	↑↑	

注：1. W 表示供风强度，K 焦炭消耗。
2. ↑表示增大或提高，↑↑显著提高或显著增大。
3. ↓表示降低或减少，↓↓显著下降或显著减少。
4. —表示基本稳定或波动小。

由图中可以得出下列关系：

1）焦耗一定时，随着风量的增大，冲天炉的熔化率总是增加的，而铁液的温度则先是提高，至某一最大值后开始下降。所以，对应于每一焦耗，有一个对应最高铁液温度的合适的风量（或送风强度），称为最佳风量（或最佳送风强度）。焦炭消耗量越大，最佳风量（或最佳送风强度）也越大，铁液的最高温度也越高，但炉子熔化率则下降。试验表明，当冲天炉在最佳风量情况下操作时，熔炼总烧损也将达到最低值。

2）风量一定时，随着焦炭消耗量的增大，铁液温度提高，炉子熔化率下降。

3）为达到一定的铁液温度，可以用不同的焦耗与风量的配合。对于一定的炉子来说，为使铁液的温度合乎要求，在可能采用的各种风量和焦耗配合当中，有一种最佳的配合，当冲天炉用这种配合操作时，能节约焦炭，又能多出铁液。这种风量和焦耗最佳的配合点，就是图上最佳风量的连接线（虚线）与所需铁液温度和等焦耗曲线的交点。

（2）供风量（供风强度）的选择

供风量和焦炭消耗的平衡是保证冲天炉熔炼质量和降低焦炭消耗的关键。供风量对冲天炉的熔化强度、铁液温度、金属烧损、燃烧系数、炉内温度分布、加料口废气温度和冲天炉的热损失均有重要的影响。图 2.1-204～图 2.1-211 分别表示了这些影响。

冲天炉的供风量或供风强度可通过下式计算：

$$W_{风} = 74KSC(1 + \eta_v)$$

式中，$W_{风}$ 为供风量，m^2/min，或供风强度，$m^3/(m^2 \cdot min)$；S 为熔化率，t/h，或熔化强度，t/（$m^2 \cdot h$），分别与 $W_{风}$ 的单位相对应；K 为层焦消耗量（铁料质量分数的百分比）；C 为焦炭中固定碳含量（质量分数），%；η_v 为燃烧比。

通常，按 w（C）＝80%；η_v＝79%，则上式可简化为

$$W_{风} = 106KS$$

根据实际操作的经验，推荐的最佳供风强度见表 2.1-170。

在选择鼓风机风量时，应将供风量或供风强度的计算值 $W_{风}$ 乘以 1.2～1.4 的漏风系数。鼓风机所需风压可按下列公式计算：

$$p_{风机} = p_{管损} + p_{风口} + p_{料位} - p_{抽力}$$

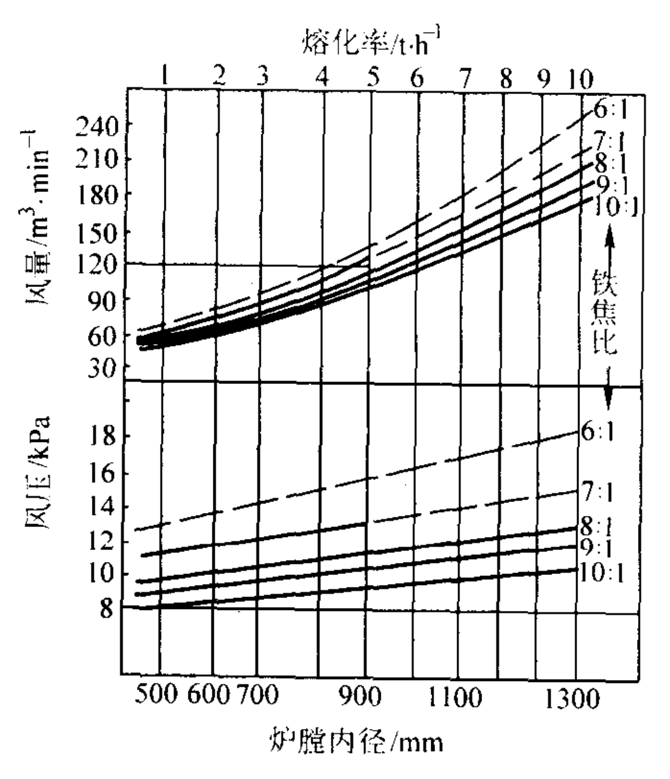


图 2.1-204　风量、风压与冲天炉炉膛内径的关系

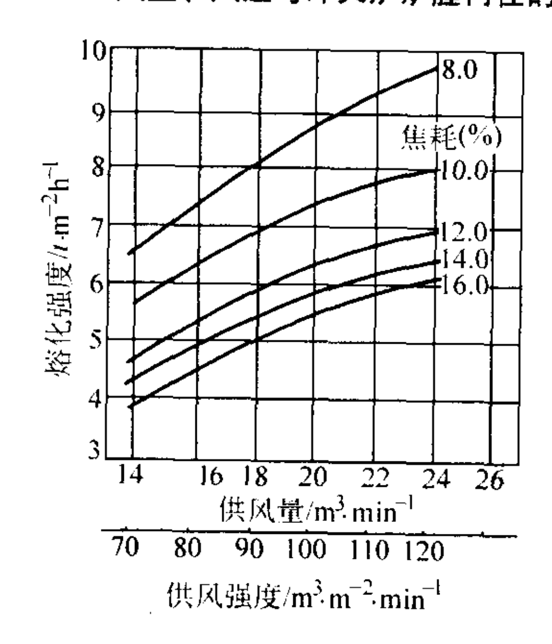


图 2.1-205　冲天炉供风强度与熔化强度的关系

式中，$p_{风机}$ 为鼓风机出口处风压，Pa；$p_{管损}$ 为供风管阻力损耗，Pa，当供风管长度 $L < 5$ m，$p_{管损}$ = 1 000～1 500 Pa，$L > 5$～10 m，$p_{管损}$ = 1 500～2 500 Pa；$p_{风口}$ 为风口阻力损耗，Pa，当风口比＝3%～6%时，$p_{风口}$ = 3 000～4 000 Pa；当风口比＝8%～12%时，$p_{风口}$ = 1 500～2 000 Pa；$p_{料位}$ 为炉内料

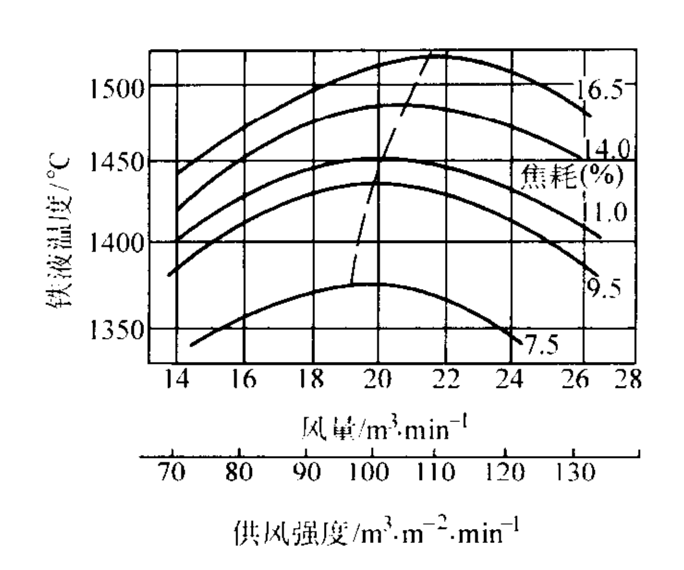


图 2.1-206　冲天炉供风强度对铁液温度的影响

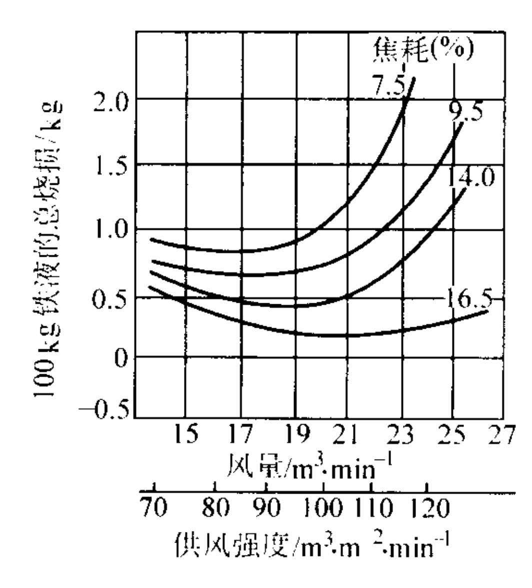


图 2.1-207　冲天炉供风强度对金属烧损的影响

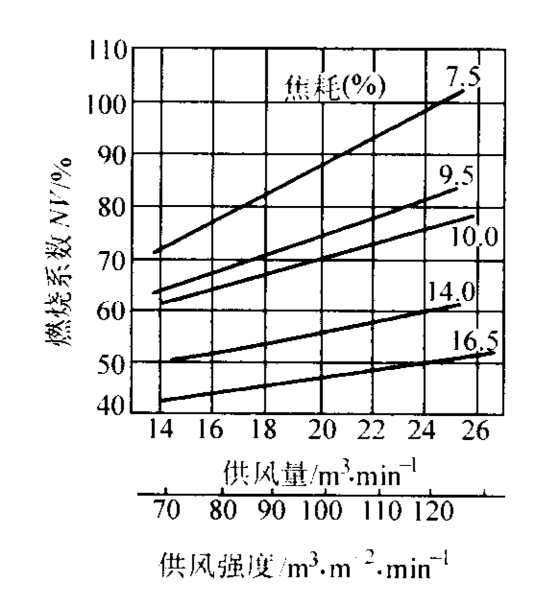


图 2.1-208　冲天炉供风强度对燃烧比的影响

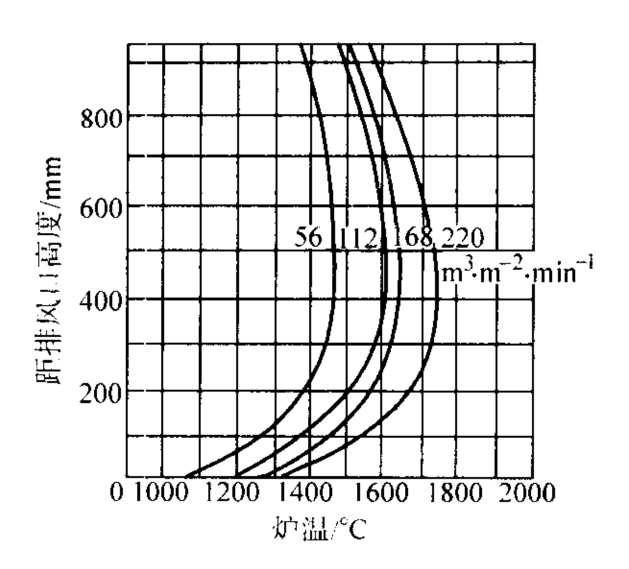


图 2.1-209　冲天炉供风强度对炉内温度分布的影响

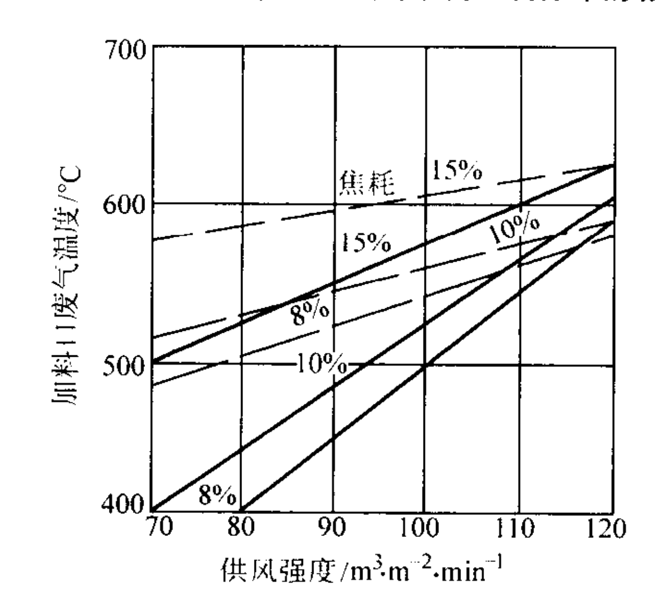


图 2.1-210　冲天炉供风强度对加料口炉气温度的影响

----热风；——冷风

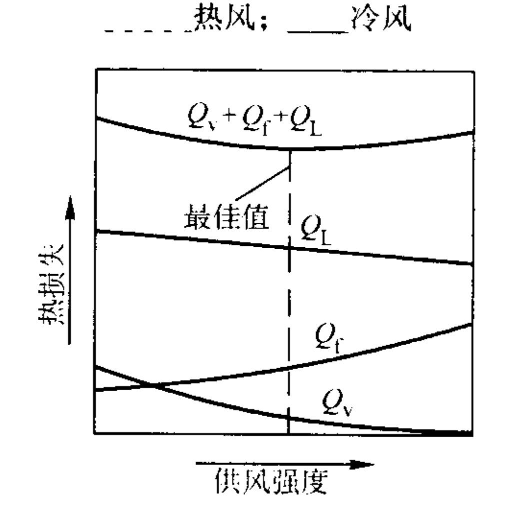


图 2.1-211　冲天炉供风强度对炉内热损失的影响

Q_L—废气潜热损失；Q_f—废气显热损失

Q_v—辐射热损失＋炉衬蓄热

表 2.1-170　由纯碳耗确定的最佳供风强度

公式	$W_{最佳}=71+(10/3)C$[①] 式中，$W_{最佳}$为最佳供风强度，m³/m²·min； C[①]为层炭耗，kg炭/100 kg铁										
数据	C	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
	$W_{最佳}$	88	91	94	98	101	104	108	111	114	118

①层炭耗＝［层焦耗×焦炭中固定碳含量（质量分数，%）］/100

柱阻力损耗，Pa，在冲天炉炉料正常情况下每米有效高度的阻力损耗为 1 500 Pa；$p_{抽力}$为冲天炉烟囱的自然抽风（Pa），与冲天炉烟囱的高度有关，一般取 100～200 Pa。

考虑到一些未计入的因素，在选择鼓风机风压时可比计算值增加 20%～30%。

(3) 供风系统参数的选择

供风系统包括风口比、风口面积分配比、风口排数、排距和风口斜度等工艺参数。

1) 风口比 $n_{风}$

$$n_{风}=\sum A_{风}/A_{内}\times 100\ (\%)$$

式中，$\sum A_{风}$为风口总面积，m²；$A_{内}$为炉膛截面积，m²。

根据国内的一般情况，$n_{风}$通常取 3%～7%（小风口），根据使用的炉料情况，也有取 8%～12%（大风口）。根据经验，出口风速在 30～50 m/s 范围内，对强化燃烧和改善炉内温度分布有明显的效果。

风口比的选择可参见表 2.1-171 和图 2.1-212，并与下列

因素有关：

表 2.1-171 供风强度与极限风口比的关系

供风强度/$m^3 \cdot m^{-2} \cdot min^{-1}$	100	110	120	130
最小风口比 $n_{风}$/%	3.3～3.5	3.7～6.1	4.0～6.7	4.3～7.2

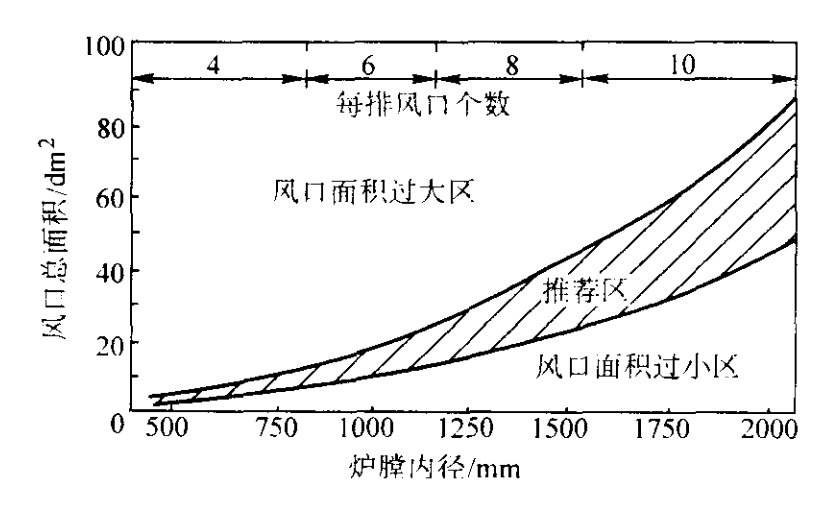


图 2.1-212 冲天炉炉膛内径和风口面积选择的关系

① 与焦炭质量和块度大小有关的因数 使用标准铸造焦，风口比 $n_{风}$ 通常取 10%～15%；标准冶金焦，风口比 $n_{风}$ 通常取 6%～7%；当使用小块度焦炭和灰分（质量分数）高于 12%时，风口比 $n_{风}$ 通常取较小的值：3%～5%。

② 与冲天炉配用的风机性能有关的因数 采用定容式鼓风机（罗茨式或叶式）时，风口比可选低限，采用定压式离心风机时应选高限。

③ 当选用的鼓风机的额定风量超过冲天炉最大需用量时，可适当降低风口比。

④ 当冲天炉供风系统的阻力损耗大和漏风损失多时，风口比应选大些。

2）风口面积分配比 对于两排大间距冲天炉，上排风口总面积大于下排的称为风口倒置；上下两排总面积相等的称为风口等置；上排风口总面积小于下排的称为风口顺置。送风风口面积比与风量分配比的关系见表 2.1-172，相应的炉内温度分布变化见图 2.1-213。

表 2.1-172 风口面积分配比与风量分配比的关系[①]

参 数	分 配 比		
$\Sigma A_上/\Sigma A_下$[②]	倒置 60/40	等置 50/50	顺置 40/60
$\Sigma W_上/\Sigma W_下$[③]	62/38	56/44	52/48

① 在同一风箱供风条件下，风口排距 $h_{排}$ = 720 mm；$h_{排}/D_{内}$ = 1.1 时的实测结果。
② 上下排风口面积分配比。
③ 上下排风口入炉风量分配比。

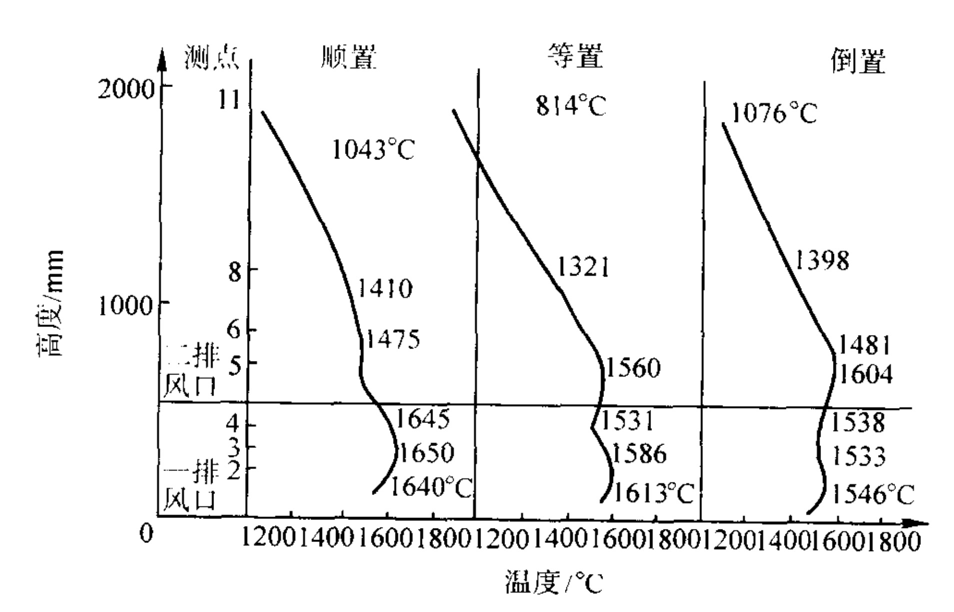


图 2.1-213 大间距双排风口冲天炉不同风口面积分配比的炉内温度场分布

表 2.1-172 的数据说明：

① 风口面积分配比与所分配的风量有关，但并不等于风量分配比。

② 无论倒置、等置和顺置，上排风口入炉风量比值均高于风口面积分配比值，下排则相反。

③ 风口分配比由倒置、等置至顺置顺序，随上排风口面积分配比的减小，入炉风量差值增大。

通常，三排或多排风口冲天炉，风口面积分配由主、辅之分，下面第一排风口为主风口，占风口总面积的 60%～70%，其余各排统称为辅助风口，共占风口总面积的 30%～40%。

3）风口排数 冲天炉风口排数的选择与下列因数有关：

① 标准铸造焦和优质冶金焦可选用大间距双排风口，大型冲天炉和有效高度比小的冲天炉可选用单排风口。

② 焦炭块度小、灰分高则应选用三排风口冲天炉。

③ 熔炼球墨铸铁、高牌号铸铁推荐选用大间距双排风口冲天炉。

④ 熔炼可锻铸铁建议选用三排风口冲天炉。

⑤ 当鼓风机供风压力不足时，建议选用三排风口冲天炉。

随着我国铸造焦的逐步推广应用，大间距双排风口冲天炉以外的多排风口冲天炉的应用已越来越少。

4）风口排距 风口的排距是影响氧化带高度的重要因素，因此风口排距的确定基本确定了冲天炉的氧化带高度。在氧化带和还原带的交界面处增设风口补加送风，可提高氧化带的高度，从而提高了高温过热区的高度，有利于获得高温铁液。

两排大间距风口冲天炉的风口排距 $h_{排}$ 大大超过一般风口冲天炉的风口排距，故形成了两个氧化带和两个还原带，类似于两个单排风口冲天炉的叠加。

在选择风口排距时应注意以下几点：

① 两排大间距风口冲天炉的风口排距约为熔化带直径的 0.8～1.0 倍。根据熔化率所推荐的两排大间距风口冲天炉的排距见表 2.1-173。

表 2.1-173 两排大间距风口冲天炉的风口排距

熔化率 $G/t \cdot h^{-1}$	1	2	3	5	7	10	15
$h_{排}$/mm	450	550	650	750	800	900	900

② 应用铸造焦或焦炭质量好、块度大时，$h_{排}$ 可适当加大至熔化带直径的 1.3～1.5 倍。

③ 风口面积分配比为顺置时 $h_{排}$ 取低限，否则取高限。

5）风口斜度 风口斜度是直接影响入炉气流在炉膛内分布均匀性的重要参数。特别是大型冲天炉，风口斜度尤为重要。

通常风口向下倾斜，其取值为：一排 0～5°，二排 5°～10°，三排 10°～15°。带前炉的冲天炉推荐采用表 2.1-174 的数据。

表 2.1-174 冲天炉常用风口斜度

冲天炉类型	风口斜度/（°）		
	一排	二排	三排
单排大风口	5	—	—
两排大间距	0～5	0～5	—
三排小风口	5	10	15

在选择风口斜度时还应考虑下述因素：

① 无前炉和深炉缸的冲天炉，风口斜度应大些。

② 焦炭块度小和有效高度比小时，应增大风口斜度。

③ 风口比小，则斜度应加大。

6）每排风口个数。在保证供风均匀和简化冲天炉结构的前提下，每批风口的推荐个数见表 2.1-175。

表 2.1-175　冲天炉每批风口的推荐个数

熔化率 $G/t\cdot h^{-1}$	1	2	3	5	7	10	15
大风口送风/个	4		6			8	
小风口送风/个	4	6		8		10	

在风口个数的选择和安排上尚需注意以下几点：

① 小风口冲天炉每排个数应适当增加，以保证供风均匀。

② 相邻两排风口应交错排列。

③ 单排大风口冲天炉送风，每排风口个数参考小风口送风个数选定。

（4）底焦高度的选择

底焦高度是指第一排风口中心线至底焦顶面之间的高度，它是影响铁液温度和化学成分的一个十分重要的操作参数。在正常熔炼情况下，底焦的正常高度应处于炉内燃烧区还原带的上平面，它运行时波动的下限应高于最上一排风口形成的氧化带。底焦顶面的温度约为 1 300℃左右。运行时底焦高度波动范围应为一批层焦高度（约 200 ~ 300 mm）。这样，金属料在氧化性较弱的气氛中熔化，既能防止过分氧化，又能保证铁液滴有足够的过热高度。图 2.1-214 示出运行底焦高度 $h_{运底}$ 与炉温分布底相对关系，图中阴影区为熔化带，也即底焦运行的波动范围。这样，金属炉料在还原带上部氧化性较弱的气氛中熔化，既能防止过分氧化，又能保证熔化的铁滴有足够的过热温度。

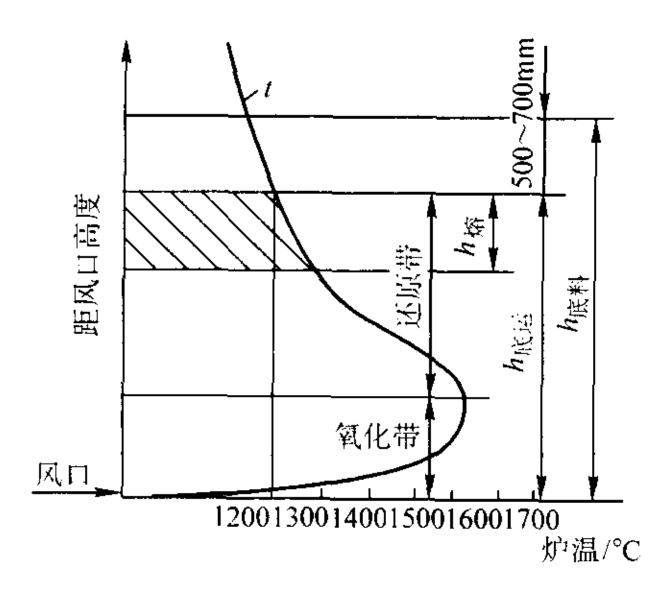


图 2.1-214　冲天炉熔炼过程中底焦高度与炉温分布的关系

$h_{运底}$ 的平衡位置与下列因素有关：

1）供风强度越大，底焦高度也应越高。

2）风口排距大，风口斜度大和风口排数多时，底焦高度也相应增高。

3）焦炭块度小，冶金反应快，底焦高度相应降低。反之，底焦高度应提高。

4）层焦焦耗越多，底焦高度也越高。

冲天炉正常运行时底焦高度波动范围理论上应为一批层焦的高度，但实际波动范围受焦炭、送风情况、操作等多种因素影响，波动范围越小，冲天炉运行越正常。

在开炉前装炉时，底焦高度由于考虑到焖炉时的消耗和装料后压实的作用，所以要比实际运行时底焦上顶面高 300 ~ 700 mm 左右（见图 2.1-214）。装炉底焦高度（$h_{底料}$）针对不同结构的炉子，有两种估算方法

① 多排小风口冲天炉

$$h_{底料} = D_{max} + (500 \sim 700)\ \text{mm}$$

式中　D_{max} 为最大炉膛直径。

② 两排大间距送风冲天炉

$$h_{底料} = 最上一排风口高度 + (800 \sim 1\,000)\ \text{mm}$$

底焦高度是否合适，往往可以通过经验观察来予以校核和修正。合适的底焦高度应在冲天炉开风后 6 ~ 8 min 时在主排风口处能见铁滴，如果时间小于 5 min，说明底焦高度不够，应及时补加接力焦；如果时间大于 10 min，说明底焦高度过高。此外，还可通过观察上一次开炉后炉衬有明显侵蚀处的高度（此处也正是运行底焦的顶面）来判定初选的装炉底焦高度是否是合适的，从而为下一次确定底焦高度打下基础。

（5）层焦量与层铁量的选择

1）层焦量的选择　层焦的作用是补偿为熔化一批铁料所烧失的底焦，并将各批铁料分隔开来，因此，层焦量的确定与每批铁料的重量密切相关。通常先确定层焦量，而后根据层焦量和冲天炉熔炼的铁焦比确定层铁的用量。层焦用量是按焦层在冲天炉内的厚度计算确定的。按炉膛最大截面计算的层焦厚度一般取 160 ~ 200 mm 左右。据此，可按下式计算层焦重量：

$$P_K = (0.16 \sim 0.20)\ A\rho$$

式中，P_K 为每批层焦的质量，kg；A 为冲天炉熔化区的炉膛截面积，m^2）；ρ 为焦炭的堆积密度，通常为 450 ~ 500 kg/m^3。

此外，如果先确定了层铁量，则也可按熔炼所确定的铁焦比计算层焦量：

$$P_K = W_{层铁}/K = (0.12 \sim 0.10)\ G/K$$

式中，P_K 为每批层焦的重量，kg；$W_{层铁}$ 为层铁质量，kg，通常为熔化率的 1/8 ~ 1/10；K 为层铁焦比；G 为熔化率，kg/h。

2）层铁量的选择和配料计算　层铁料的厚度对冲天炉熔化区的影响很大。薄的料层能提高熔化区的平均高度，延长铁液的过热路程，改善铁液的过热条件。因此，应尽量选择薄料层，但如果层铁量过于少，势必造成层铁料层过薄，这样易使相邻铁料窜混和上料过于频繁。因此，通常按冲天炉每小时平均熔化量的 1/10 ~ 1/8 确定层铁料的厚度。

冲天炉的配料是保证铁液成分的第一步也是非常重要的一步。配料要在保证铁液质量的前提下，尽量结合我国原料特点，就地取材，充分利用来源广泛和价格合理的材料，本着节约的原则，应尽量利用废旧材料，少用新生铁和铁合金。同时，要尽量减少材料的品种和换料的次数，以免加料时过分混乱。

铸铁配料计算方法很多，主要有试算法、表格法、图解法等。这里仅介绍试算法。

试算法计算时，必须具有以下 4 个方面的原始资料：

① 铸件要求的化学成分。

② 各种金属炉料的化学成分（以化学分析数据为准，可查手册有关数据）。

③ 熔炼过程中各种元素的增减率（见表 2.1-176 及本章 7.2.4 的内容）。

④ 在炉前（出铁槽或铁液包中）加入合金元素的收得率（见表 2.1-177）。

试算时的主要步骤为：

第一步：计算炉料中各元素应有的含量，可用下式计算

$$X_{炉料} = X_{铁液}/(1 \pm \eta)$$

式中，$X_{炉料}$ 为炉料中元素的质量分数，%；$X_{铁液}$ 为铁液中元素的质量分数，%；η 为熔炼过程中元素增减率（见表 2.1-176），“+”号用于元素增加，“-”号用于元素减少。

表 2.1-176 常见元素在冲天炉熔炼过程中的增减率（质量分数） %

增减情况	C		S	Mn	Si
	炉料中 < 3.2	炉料中 > 3.2			
极限范围	+（0~60）	-（0~10）	+（25~100）	-（10~50）	-（0~40）
一般范围	+（5~40）	-（3~8）	+（40~80）	-（15~25）	-（10~20）

增减情况	P	Cr	Mo	Cu	Ni	V①	Ti①
极限范围	-0	-（0~20）	-（0~10）	-（0~3）	—	-（0~10）	—
一般范围	-0	-（8~12）	-（3~4）	-（1~2）	-（1~2）	-（30~40）	-（40~50）

① 以钒钛生铁形式加入。

表 2.1-177 炉前添加合金元素的收得率

元素	添加合金	收得率/%	元素	添加合金	收得率/%
Al	铝	30~40	Mo	钼铁	>95
B	硼铁	40~50	Ni	镍铁	100
Ti	钛铁	60~70	Cu	紫铜	100
Si	硅铁	80~90	Bi	纯铋	30~50
V	钒铁	约 85	Sb	纯锑	75
Mn	锰铁	85~95	Sn	纯锡	90
Cr	铬铁	>85			

含碳量可按下式估算：

$$C_{炉料} = (C_{铁液} - 1.8\%)/0.5$$

式中，$C_{炉料}$为炉料中碳的质量分数,%；$C_{铁液}$为铁液中碳的质量分数,%。

因为碳的增减率是因炉子不同而变化，所以式中的常数根据具体情况会有所波动，使用时应根据具体情况加以调节。

第二步：初步确定炉料配比并进行计算。

首先确定回炉料配比。回炉料主要是指浇冒口、废铸件和冷铁液铸成的锭块等一切必须回炉重熔的铸铁。回炉料配比主要取决于废品率和成品率，它随具体生产情况而变化。灰铸铁一般可用 30% 左右，球墨铸铁、蠕墨铸铁和可锻铸铁应稍低些。

其次确定新生铁与废钢的配比，设新生铁的配比为 $x\%$，而回炉料的配比为 $y\%$，则废钢的配比为 $(100-x-y)\%$。设炉料所需含碳量为 $w\%$，而新生铁、废钢、回炉料的含碳量分别为 $a\%$、$b\%$、$c\%$，则可按下式计算出新生铁的配比

$$ax + b(100-y-x) + cy = w\times100$$

从而可进一步确定废钢的配比。

第三步：确定配比并计算铁合金补加量。硅铁、锰铁的补加量可按下式计算：

铁合金配比 =（炉料中应有合金含量 - 炉料中所含合金量）/铁合金中合金量 ×（1 - 合金烧损率）

式中

炉料中应有合金含量 =（铁液要求合金量 - 炉前加入合金量）/（1 - 合金烧损率）

炉前加入合金量 = 炉前加入铁合金 × 铁合金中合金含量 × 回收率

第四步：根据以上试算，最后确定配料比，写出配料单。

(6) 溶剂量的选择

冲天炉用溶剂主要是石灰石以及少量氟石，其作用主要是降低焦炭燃烧后的灰分、炉衬的侵蚀料以及炉料带入的杂质、金属元素氧化烧损所形成的氧化物等炉渣的黏度，以便使其顺利排出炉外。合适的溶剂加入量应根据层焦的用量、焦炭燃烧后灰分的多少、铁料质量（氧化程度、带入的泥砂等）及对炉渣的要求等，通过配渣来确定。严格的计算较复杂也没有必要，通常根据下述经验公式来确定。

$$P_c = (0.2\sim0.5)P_k$$

$$P_f = (0.2\sim0.3)P_c$$

式中，P_c 及 P_f 分别为层焦中石灰石和氟石的加入量，kg；P_k 为层焦质量，kg。

7.3.2 冲天炉熔炼的操作和过程的控制

(1) 基本操作过程

为保证冲天炉正常工作并获得高质量的铁液，应按以下要求进行操作：

1) 炉料准备

① 焦炭要筛分，剔除焦末。当焦炭块度不均匀时，应分级使用，不得混用。

② 金属炉料要按不同的牌号或化学成分堆放，并按规定块度、块重破碎。

③ 炉料要洁净，严重锈蚀的应除锈。

2) 修炉、修包及其烘烤

① 修炉、修包要紧实，尺寸要符合规定，应特别注意风口、过桥及炉底的修理质量。

② 炉衬、包衬材料配比要合适，不应过湿，以手捏时不容易成团为宜。修炉材料配方见表 2.1-178。

③ 修好后应充分的烘烤。

3) 点火及装料

① 点火应在开风前 2.0~2.5 h 进行。

② 木柴点燃，燃烧旺后，先加入质量分数 40% 左右的底焦，待全部烧红后再加质量分数 40% 底焦，其余质量分数 20% 底焦在装料前加入用以调整底焦到达规定要求。加完底焦后应加入石灰石，其加入量约为层焦石灰石加入量的 2 倍，而后封闭冲天炉工作门，关上风口鼓小风 3~4 min，再敞开风口自然通风并进行装料。

③ 装料严格按配料单配料，过秤要准确，磅秤应定期校验。

表 2.1-178 酸性炉衬修理材料配方实例（质量分数） %

材料名称	黏土	耐火泥	耐火砖粉	焦炭粉	硅砂	型砂	石墨粉	水
后炉搪料Ⅰ	40 ~ 30	—	—	—	60 ~ 70	—	—	适量
后炉搪料Ⅱ	10	20	35	—	35	—	—	
后炉搪料Ⅲ	—	40 ~ 20	—	—	60 ~ 80	—	—	
砖缝填料Ⅰ	40 ~ 30	60 ~ 70	—	—	—	—	—	
砖缝填料Ⅱ	—	40 ~ 30	60 ~ 70	—	—	—	—	
炉底填料	—	—	—	—	—	100	—	
炉底顶层填料	10 ~ 5	—	—	50	—	40 ~ 45	—	
过桥搪料	30 ~ 20	—	—	—	60 ~ 70	—	10	
前炉内壁搪料	20 ~ 10	—	—	80 ~ 90	—	—	—	
前炉外层隔热材料	10	—	—	10	60	60	—	
前炉内壁和过桥涂料	10	—	—	—	—	—	90	

④ 批料的加料顺序为废钢→新生铁→铁合金→回炉铁→层焦→熔剂，如此循环直至料位达到加料口下缘。

⑤ 装料完毕后焖炉 1 h 左右，即可开风。开风时仍应敞开部分风口，而后再全部关闭，以免炉内 CO 积聚而发生爆炸事故。

⑥ 熔化过程中要注意及时加料，保持料柱在规定高度，若发生棚料，要及时排除。

4）正常熔化过程

① 应经常观察风口状况，风口要保持明亮、通畅，捅风口操作时要仔细，注意不要破坏风口尺寸和大小。

② 前炉出铁时重量要掌握准确，牌号要分清。在变换牌号时，要注意加隔离焦，并注意处理好交界铁液，交界铁液一般不能浇注重要铸件。

③ 出渣要及时，一般每小时出渣一次，并观察炉渣状态。

④ 要定时测量风量、风压，并注意及时调整风量、风压至规定值。

⑤ 不得随意停风，如不得以停风时，应视停风时间长短适当补加焦炭。

5）停风与打炉

① 在预定所需熔化的炉料加完后，再加一批压炉铁。

② 停料后的熔化中，应适当减少风量。

③ 停风前先打开部分风门，熔化停风。停风时间应注意控制好，既要防止因停风过早而造成铁液量不足，也要避免因停风过晚而造成底焦与炉衬的无谓损失。停风前应力求炉内有 1 ~ 2 批剩余料。

④ 停风后即可打炉，并立即将打落的红热焦炭和铁料用水熄灭。

（2）冲天炉熔炼过程炉况判断

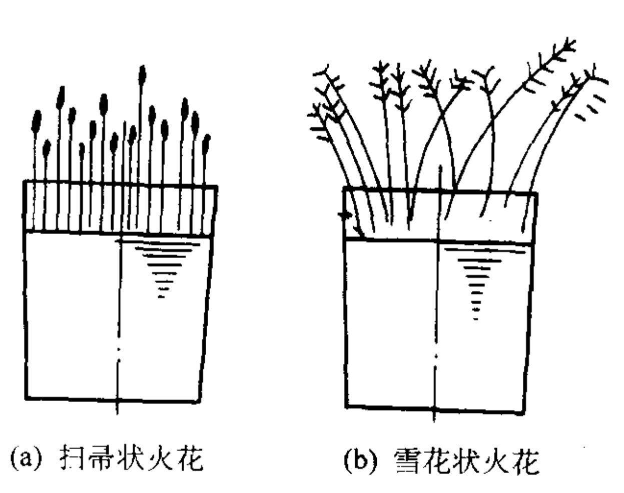
为能在熔炼过程中随时掌握熔炼过程并使熔炼过程始终保持在最佳状态，必须对冲天炉的炉况作出正确的判断。冲天炉熔炼过程的炉况判断可根据冲天炉网形图的基本原理加以判断（冲天炉的网形图及其基本概念见本章 7.3.1），也可根据经验和对炉况的观察来进行。

观察法判断冲天炉炉况，主要根据观察风口、渣口、加料口炉气、炉渣、铁液等各种现象，凭借经验对炉况进行判断，具体方法参见表 2.1-179。

表 2.1-179 观察法炉况判断

项　目	现象与判断
风口观察	1）开风后，从风口处观察铁液滴，若 6 ~ 8 min 见到铁液滴，则说明底焦合适。大于 10 min，说明底焦过高，小于5 mm，底焦过低 2）熔化过程中，风口发白发亮，说明底焦燃烧良好，炉温较高。铁液落下速度快，说明底焦高度合适，铁液温度较高。若风口发暗，有黑渣，铁液发红，流动性差，滴到焦炭上停顿一下才落下，说明底焦太低，炉温及铁液温度偏低，应及时补加接力焦 3）若风口情况良好，熔化率降低，说明底焦过高 4）若风口结渣，说明炉温低，炉渣太黏
加料口观察	1）火焰呈桃红色并带有少量蓝色，加批料后即熄灭，说明风量正常 2）若火焰旺盛，带黄色，加料后压不住火，说明风量过大 3）加料口不见火焰，有白烟无力地旋出，表明炉内棚料 4）铁焦比高时，炉气 CO 少，加料口处大多无火焰 5）炉子有效高度高，有热风炉胆时，炉口温度较低，多在 100 ~ 150℃以下
风量风压观察	1）用罗茨式鼓风机，风量基本不变，而风压随炉内阻力大小而变化。当风压上升时，风机声音沉闷，说明炉内阻力增加，预示着炉内已棚料或风口有堵塞。风压下降时，表明料柱偏低或预热带上部料块过大造成棚料，或风箱漏风 2）用离心式鼓风机时，风机的风量随炉内阻力变化而变化。风口结渣，炉料细碎时炉内阻力增加，风压增加，风量减少。炉内棚料或炉料不满时，风压降低，风量增加
出渣口观察	在带前炉冲天炉开渣作业中 1）出渣口的火苗呈蓝或黄色，有少量白烟，说明底焦合适，炉况正常 2）出渣口火苗发红，说明底焦太低或炉内棚料，铁液温度下降 3）出渣口喷出很多白渣棉，火焰有力，说明底焦偏高，风量偏大 4）出渣口突然外喷，压力增加，表明炉内已经棚料；若外喷压力减少甚至停止外喷，表明过桥堵塞

续表 2.1-179

<table>
<tr><th>项目</th><th colspan="4">现象与判断</th></tr>
<tr><td rowspan="12">炉渣观察</td><td colspan="4">1）从炉渣颜色观察酸碱度：</td></tr>
<tr><td>黑色</td><td>出炉时可拉成丝</td><td>酸性</td><td>碱度 1.0 以下</td></tr>
<tr><td>黑色多孔</td><td>出炉时拉不成丝</td><td>低碱性</td><td>碱度 1.0～1.2</td></tr>
<tr><td>黄色或灰白色多孔</td><td>质轻</td><td>碱性</td><td>碱度 1.2～3.0</td></tr>
<tr><td>乳白色多孔</td><td>质轻、冷却后自然粉碎</td><td>强碱性</td><td>碱度 3.0 以上</td></tr>
<tr><td colspan="4">2）酸性与碱性冲天炉炉渣成分参见表 2.1-166
3）将炉渣拉成细丝，在亮处观察，据此判断炉况：</td></tr>
<tr><td>炉渣颜色</td><td colspan="3">炉　况</td></tr>
<tr><td>黄绿色玻璃状</td><td colspan="3">炉况正常，熔剂加入量合适</td></tr>
<tr><td>带白道或白点</td><td colspan="3">石灰石加入量多，渣子较稀，炉衬侵蚀增大，应补加接力焦并减少熔剂加入量</td></tr>
<tr><td>黑色玻璃状很致密且密度较大</td><td colspan="3">炉温低，铁液氧化严重，渣中氧化铁较多，石灰石加入量少。应补加接力焦，减少风量和增加熔剂</td></tr>
<tr><td>炉渣呈深咖啡色、疏松变黑并发泡</td><td colspan="3">炉渣含硫较多，应勤放渣，防止炉渣回硫。熔化中最坏的情况：炉前三角试片白口增加，Si、Mn 烧损严重，渣中 FeO 质量分数已大于 12%～15%。这与下列原因有关：风量过大；底焦下降太快或底焦过低；炉渣中酸碱度发生变化（炉料中带入的砂子多，炉衬脱落，熔剂不足），应及时减少风量，补加焦炭，但不能停风，以免凝炉</td></tr>
<tr><td colspan="4"></td></tr>
<tr><td>铁液温度观察</td><td colspan="4">1）铁液发白，流动性好，说明铁液温度高；铁液不十分白，但流动性好，说明铁液中碳、硅量高，温度正常；铁液发白，流动性不好，说明铁液氧化较严重，铁液温度往往不高
2）铁液温度前期高而后逐渐下降，这是由于炉膛逐渐扩大，底焦高度下降或底焦不足所致。此时应调整风量，补加接力焦
3）铁液温度突然下降，这是棚料造成底焦高度下降或是风口堵塞，炉衬塌落，风箱漏风所致
4）铁液温度忽高忽低，这是炉料块度差别过大或批料量过大、送风不稳定或经常棚料造成。应调整风量和批料量，同时料块应大小搭配使用</td></tr>
<tr><td>铁液氧化程度观察</td><td colspan="4">铁液表面不断产生很厚的氧化皮，铁液表面呈白亮色，但流动性差，三角试样白口增大，铸件补缩困难，易产生气孔，说明铁液氧化严重。这是因风量过大，底焦高度下降所致</td></tr>
<tr><td>铁液化学成分观察</td><td colspan="4">1）铁液出炉至浇包时，在浇包内铁液表面的碳、硅和空气中的氧接触发生氧化，因而在铁液表面形成时现时灭的花纹。花纹的种类与铁液的化学分有关。观察花纹的变化，就可以在浇注之前大致判断铁液化学成分。一般规律是：随着碳当量的增加，花纹变的细小、越圆、越细，数量和出现的几率增多，延长了开始凝固的时间。花纹越细，铸铁牌号越低。上述铸铁花纹特征见下图：
碳硅当量增加
>HT250　　HT200、HT250　　<HT200
2）铁液从出铁槽流入浇包时，因铁液冲击而有铁豆飞出，铁豆小到一定程度就会出现火花，其形式有两种（见下图）：在同样冲击下，含硅量越低，铁液越硬，出现扫帚状火花越多。含碳量低时，扫帚状火花增多；含硅量低时，雪花状火花增多

(a) 扫帚状火花　(b) 雪花状火花</td></tr>
</table>

续表 2.1-179

项目	现象与判断
炉衬侵蚀位置观察	炉温最高处是在氧化带和还原带交接的地方，即氧化带顶端，它与熔化带处都是炉衬侵蚀严重的地方，故通过打炉后第二天对炉衬侵蚀位置的观察可判断炉况： 1）侵蚀位置最深的高度过低，说明氧化带高度不够 2）侵蚀的位置不深，也不集中，曲线平滑，说明燃烧的高温区不集中 3）熔化带侵蚀区低，说明底焦高度不够，熔化带侵蚀区很长，说明底焦高度波动较大

7.3.3　冲天炉熔炼过程的检测

在冲天炉熔炼过程中迅速、准确地测试和掌握有关参数，对于提高熔炼操作水平、保证铁液质量、实现熔炼过程的主动控制具有非常重要的意义。

（1）温度的测量

冲天炉熔炼过程涉及的温度测量主要包括铁液温度、炉气温度和热风温度的测量，以铁液温度的测量为主要内容。温度的测量方法有接触式和非接触式两大类，接触式使用的主要是各类热电偶配备类显示仪表组成，而非接触式测量主要采用的检测仪表有光学高温计、辐射高温、比色高温计和红外高温计等。因热电偶高温计具有测量准确、可靠、简便和宜于维修等优点并广泛应用于冲天炉的温度检测中（这部分内容的详细介绍请见本书第7篇第1章）

（2）风压与风量测量

1）风压测量　冲天炉的送风压力是指入炉风压，通常测量风箱风压来表示，即风箱内空气压力超过大气压力的那一部分压头。风压的测量一般用液柱式压力计或弹簧式压力计。液柱式压力计常用的有U形管压力计，单管压力计，其结构简图见图2.1-215。弹簧式压力计的规格见表2.1-180。

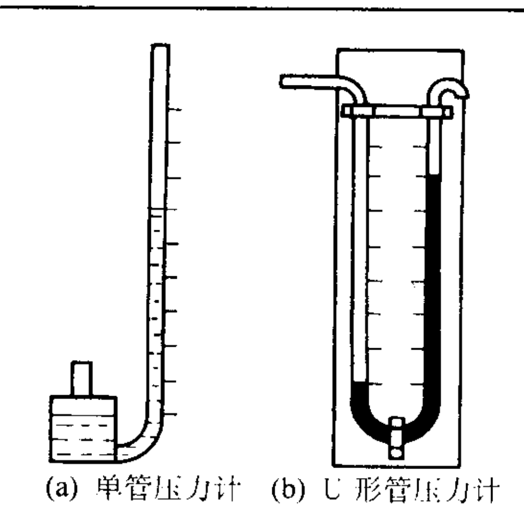


图 2.1-215　液柱式压力计结构简图

测压点的位置应选择在管壁空气流速最低处，引管端部应与空气流动方向垂直，引压管可用内径为5~10 mm的金属管焊接于测压点处，并通过胶管（尽量短）与压力计连接，见图2.1-216。压力计在使用前应调整液面至零点位置。

2）送风量测量　冲天炉风量的测量常用标准压力管或流量孔板，并配备比较精确的压差计，在总风管内进行测量。

表 2.1-180　弹簧式压力计的规格

仪表名称	型　号	测量范围	精　度	功　能
膜盒压力计	YE-150 YEJ-101 YEJ-111 YEJ-121	0~40 kPa 多种系列	2.5级	指示 指示 指示、上下限报警 位置调节
膜片压力计	CPB-1	0~30 kPa 多种系列	1级	指示（圆盘表）
波纹管压力计	YE-270 YE-278 YE-410	0~0.4 MPa 多种系列	1.5级	指示 指示、电接点报警调节 指示、钟表机构记录 指示、同步电动机记录 指示、电接点报警调节
	YE-610 YE-613		2.5级	

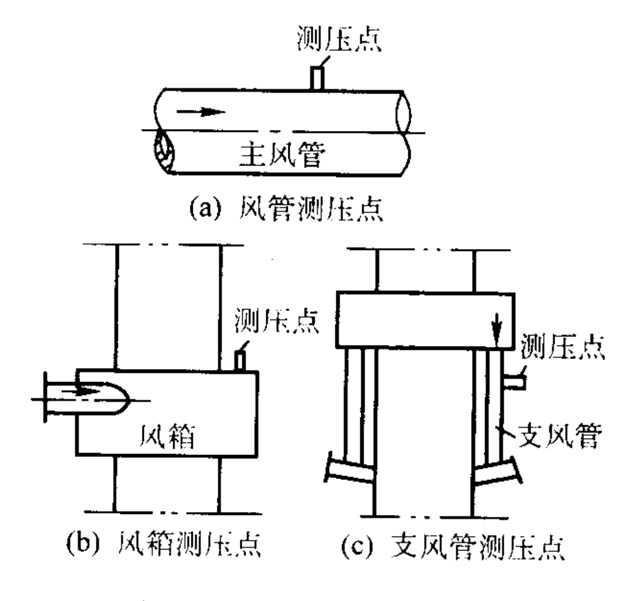


图 2.1-216　测压点位置图

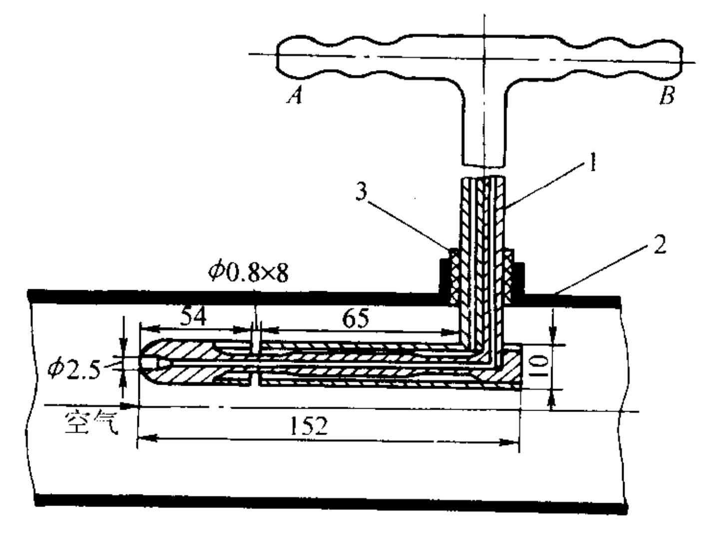


图 2.1-217　标准压力管装置简图
1—标准压力管；2—冲天炉总风管；3—密封塞

标准压力管也称毕托管或标准动压管，是测定气流压力的元件，如图2.1-217所示。利用标准压力管计算风量的公式为

$$W = 58.6kD^2P^{1/2}$$

或

$$W = 183.66kD^2h^{1/2}$$

式中，W 为风量，m^3/min；D 为风管内径，m；p 为测得压力，Pa；h 为测得的水柱高度，mm；K 为流量系数，通常取 0.83～0.84。

流量孔板是一块带孔的圆板，安装在总风管内，板孔的尖口一端正对气流方向安置。图 2.1-218 所示为其两种结构形式。孔板的前后有测量孔，直接与压差计相连。当气流通过孔板时，流速增加，压力下降；流量越大，孔径越小，压力降也越大。因此，当孔板尺寸一定时，孔板前后压力差的大小，就反映了气流速度的高低。故在测得压力差后，可用公式计算风量。

当采用标准孔板（图 2.1-218a）时，取压在孔板前流速未变 1D 处和孔板后最大流速 0.35D 处取压。这种方法压差最大。但最大流速的位置，随流量和孔、管径的截面积比 d^2/D^2 而变化，而取压位置不能变化，所以有一定误差。其风量计算公式为

$$W = 184kD^2h^{1/2}$$

式中，k 是可根据 d/D（d 孔板开孔直径）之比由表 2.1-181 查得。h 为测得的水柱高度。

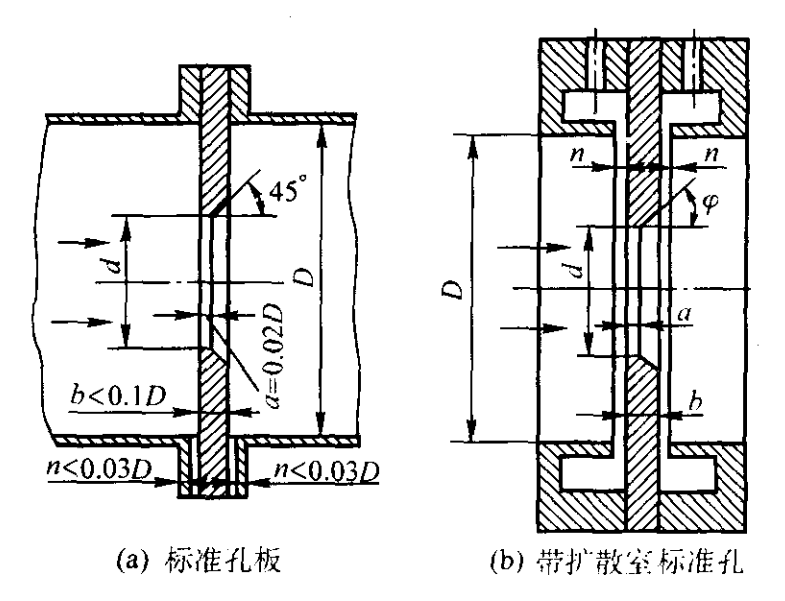


图 2.1-218　流量孔板简图

表 2.1-181　标准孔板的流量系数 k

d/D	k	d/D	k	d/D	k	d/D	k
0.50	0.6271	0.60	0.6580	0.70	0.7119	0.80	0.7989
0.51	0.6294	0.61	0.6622	0.71	0.7189	0.81	0.8081
0.52	0.6319	0.62	0.6667	0.72	0.7623	0.82	0.8213
0.53	0.6345	0.3	0.6714	0.73	0.7304	0.83	0.8332
0.54	0.7373	0.64	0.6763	0.74	0.7421	0.84	0.8456
0.55	0.6403	0.65	0.6815	0.75	0.7525	0.85	0.8586
0.56	0.6434	0.66	0.6869	0.76	0.7594	0.86	0.8721
0.57	0.6468	0.67	0.6908	0.77	0.7687	0.87	0.8862
0.58	0.6503	0.68	0.6988	0.78	0.7783	0.88	0.9009
0.59	0.6541	0.69	0.7052	0.79	0.7884	0.89	0.9161

当采用带扩散室的标准孔板时，其取压位置在孔板前后端面的环室内。通过环室取压可取得管道截面圆周上的压力平均值，提高测量精度，但对制造和安装要求严格。其风量计算公式为

$$W = 187.4kD^2h^{1/2}$$

式中，k 值为流量系数，可根据 d/D 之比由表 2.1-182 查得，h 为测得的水柱高度（mm）。孔板前后的直管长度有严格的要求，其数据见表 2.1-183，当直管长度不够时会在局部产生漩流，从而影响测量数据，此时可通过加装整流器的方式减少测试误差。

表 2.1-182　带扩散室的标准孔板的流量系数 k

D \ d/D	0.40	0.45	0.50	0.55	0.60	0.65	0.70
50	0.676	0.693	0.713	0.736	0.761	0.791	0.827
100	0.670	0.686	0.706	0.727	0.752	0.782	0.817
200	0.663	0.679	0.699	0.720	0.745	0.773	0.808
≥300	0.660	0.677	0.695	0.716	0.740	0.768	0.802

表 2.1-183　孔板前后的直管长度

d/D	0.50	0.55	0.60	0.65	0.70	0.75	0.80
孔板前直管长度	20D	22D	26D	32D	36D	42D	50D
孔板后直管长度	6D	6D	7D	7D	7D	8D	8D

风量测量的压力计通常有双管压力计、U 形管压力计和膜片压力计等，可到相关生产厂购买。

（3）炉气成分的检测

冲天炉的炉气成分通常是指加料口处炉气中的 CO_2、CO 和 O_2 含量，以掌握底焦的燃烧情况，计算燃烧比和实际进风量。炉气测量时的取样可用直径 2.5～25 mm 的钢管进行，钢管一端焊有直径 6 mm 的铜管，与盛气袋相连；另一端在取气时从冲天炉加料口插入新入炉的层焦中，炉气即进入盛气袋，用于气体分析。

冲天炉炉气分析常用奥氏气体分析仪，如图 2.1-219 所

示。它由装有不用吸收剂的吸收瓶、梳形管、量气管、水锥瓶以及其他有关附件组成。由于炉气各组分的特性不同，当其通过不同的吸收剂时，相应的气体组分就被吸收，使气体的体积减少，此减少的体积占气体试样总体积的百分数即为该气体的体积百分数。

(4) 炉前检测

在铁液出炉后浇注前进行炉前检测，是保证铸件质量、减少废品的关键环节。炉前检测主要检测化学成分、组织性能和气体含量，炉前检测方法较多，可根据具体情况选用。常用的炉前检测方法及说明见表2.1-184。

热分析法具有分析快速、简便和较准确的特点，可在25~30 s内测出碳当量，3 min内测出碳、硅含量，测试精度为（均质量分数）：CE（液相线碳当量）±0.05%；C±0.05%；Si±0.1%。目前发达工业国家的大部分铸造车间都

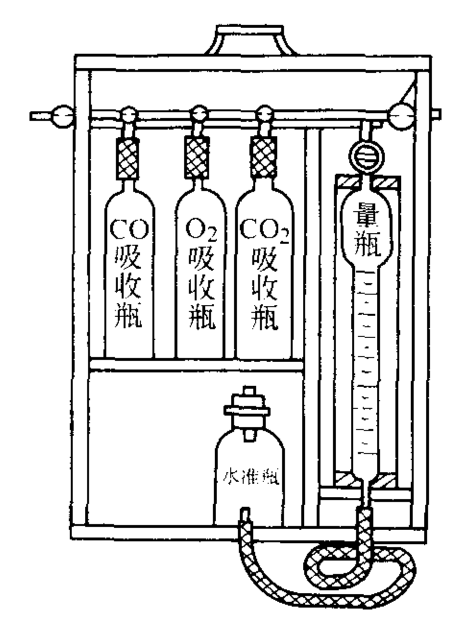


图2.1-219　奥氏气体分析仪结构

表2.1-184　常用的炉前检测方法

检测方法	检测内容	说　明
三角试样检测	成分组织、性能的判断	根据三角试样宏观断口的颜色、晶粒大小、白口宽度来判断铸铁牌号，成分和相应的性能。三角试样的白口宽度与铁液成分的大致关系见表2.1-185
级比法测定	灰铸铁的抗拉强度等	炉前浇注试样，取得信息、分析处理，可直接得出铸铁的某些力学性能
圆柱试样检测	铁液碳、硅含量与牌号	根据在铁模中浇注圆柱试样上端的膨胀与收缩情况，断口颜色，白口层深度来判断铁液的碳、硅含量与牌号。具体情况见表2.1-186
热分析和微分热分析法	碳、硅含量、碳当量、共晶度、铸铁组织和石墨析出形态、孕育效果、抗拉强度和硬度	根据合金冷却行为与其成分、结晶热力学和动力学因素有关的原理，测定合金冷却过程中的微分冷却曲线，通过其特征值可测得灰铸铁的化学成分、力学性能及合金的组织形态等。它是检验铁液质量较为简便、有效的方法之一
炉前快速金相法	金相组织	根据铸件壁厚，用处理后铁液浇注 $\phi10 \sim \phi30$ mm试样，冷却后制成金相试片，在显微镜下观察金相组织
非真空光电直读光谱仪	可检测除C、P、S外的其他多种元素	用电能或热能将分析样品蒸发形成原子蒸气，同时使原子受激而发射出一定波长的原子光线，再用光谱仪将这些原子光线按波长顺序展开形成光谱，根据测量到的光谱线强度进行化学元素的定性和定量分析
真空光电直接光谱仪	能作C、P、S和其他多种元素	
浓差电池法	可检测铁液中溶解氧、石墨形态	利用ZrO+CaO固体电解质做浓差电池检测铁液中的溶解氧量，而铁液中溶解氧与铸铁石墨形态有关，因此检测铁液中氧活度，可预报石墨形态
气相色谱法	可检测铸铁中的O_2、N_2、H_2	把从铸铁中制好的气样中的氧和氧化物用碳还原成CO，同时，也使溶氢、溶氮和氧化物、氮化物发生分解后测定O_2、N_2、H_2

表2.1-185　三角试样的白口宽度与铁液成分的大致关系

序　号	白口宽度 /mm	化学成分（质量分数）/%							共晶度 Sc
		C	Si	Mn	P	S	碳硅总量	碳当量	
1	无	3.61	2.26	0.99	0.124	0.126	5.87	4.40	1.01
2	无	3.73	1.56	1.06	0.075	0.087	5.23	4.25	0.99
3	≈1	3.64	1.70	0.99	0.071	0.114	5.34	4.20	0.97
4	≈2	3.50	1.56	1.42	—	0.098	5.06	4.02	0.93
5	≈2	3.25	2.10	0.81	—	0.109	5.35	3.95	0.90
6	≈3	3.45	1.54	1.00	0.093	0.109	4.99	3.96	0.91
7	≈4	3.37	1.67	1.26	—	0.117	5.04	3.92	0.89
8	4~5	3.33	1.46	0.95	0.095	0.117	4.79	3.82	0.88
9	≈5	3.09	1.63	0.97	0.106	0.195	4.72	3.63	0.83
10	≈6	2.98	1.83	0.97	0.103	0.057	4.81	3.59	0.81
11	≈7	2.92	1.46	0.93	0.101	0.067	4.83	3.41	0.77
12	≈58	2.78	1.73	0.95	0.099	0.057	4.59	3.35	0.75
13	9~10	2.85	1.02	0.88	0.085	0.069	3.87	3.19	0.73

表 2.1-186　试样头部形状与碳、硅含量的大致关系

编　号		1	2	3	4	5	6	7
试样头部形状								
大约成分（质量分数）/%	C	3.3	3.3	3.2	3.2	3.1	3.1	3.0
	Si	2.5	2.4	2.4	2.2	2.2	2.0	2.0

已配置热分析仪，目前在市场上销售的国产热分析仪的简况见表 2.1-187。使用热分析仪时，为保证测试精度，应注意：

1）经常用化学分析结果修正数学模型，因数学模型中的常数要随化学成分、炉料配比、熔炼工艺等的变化而作修正，否则将会影响测试精度。

2）使用超精密级的镍铬－镍硅电偶丝，其在 1 100℃时的标准电动势为 45.1 mV ± 0.05 mV；用氩弧焊机焊接，要求在 1 000℃时，精度为 ± 1℃。

3）用相配套的样杯，保证样杯的尺寸、材料和热电偶丝安放位置不变。

国内外铸铁热分析仪正向多功能化发展，除能测报成分（C、Si、CE）外，还能测报孕育、球化、蠕化效果和抗拉强度、硬度等力学性能，且都能数显和打印记录。

表 2.1-187　国产热分析仪的简况

序号	型　号	功能和精度	仪器特点	生产厂家
1	CWF 型微机铸铁成分热分析仪	自动打印记录，2.5 ~ 3 min 完成测报 CE ≤ ± 0.06%，准确率 > 98%；w（C）≤ ± 0.05%，准确率 > 97%；w（Si）≤ ± 0.1%，准确率 > 95%。数显	P 量调节和数学模型系数可用计算机键盘设定、修改和检查；有亚共晶、共晶、过共晶样杯配套供应	新安江铸造仪器厂
2	ZTZY－Ⅱ型分析仪	能数显出铁液温度、过冷度，分辨率 1℃，测报 CE < ± 0.05%，w（C）< ± 0.05%，w（Si）< ± 0.1%，共晶度 < ± 0.03，打印记录	可用于球墨铸铁、低合金铸铁；配有可锻铸铁、灰铸铁、蠕墨铸铁、球墨铸铁、低合金铸铁各种样杯	北京市机电研究院
3	ZTFX－Ⅰ微电脑炉前分析仪	数显、打印、记录。测试精度：CE = ± 0.08%、w（C）= ± 0.05%、w（Si）= ± 0.2%	该仪器引进日本技术生产，操作简便，性能稳定	南京前线无线电厂
4	CTF－Ⅰ型电脑热分析仪	测试精度：w（C）< ± 0.05%、w（Si）< ± 0.1%	用于可锻铸铁、灰铸铁、合金铸铁，可为用户编制不同软件程序	无锡科联铸造仪器厂
5	ZHQ－401、ZHQ－403 型铸铁碳硅量、球化率炉前快速测定仪	测试精度：wCE ≤ ± 0.05%，w（C）≤ ± 0.05%，w（Si）< ± 0.1%	自动打印，自动显示	河南省周口市电子仪器厂
6	热分析仪		微机、带微分记录曲线、打印记录	四川仪表厂
7	WRZ－1 型微机热分析综合参数测试装置	配有屏幕显示热分析及微分曲线、打印记录 σ_b、布氏硬度、C、Si 含量。σ_b、布氏硬度值与常规测试相对偏差 < ± 7%、w（C）≤ ± 0.05%，w（Si）< ± 0.1%	此外还打印记录固-液线温度（T_M、T_L）、CE 及过冷度、最大冷却速度和微分时间参数	北京工业大学 承德市电子仪器厂

7.3.4　改善熔炼效果的主要措施

为了改善冲天炉的熔炼效果，以达到降低焦炭消耗、提高铁液质量的目的，通常采取下列措施以强化冲天炉的燃烧过程。

（1）预热送风

预热送风是强化冲天炉熔炼的有效措施之一。热风能够强化底焦燃烧，提高炉温，从而提高铁液温度。当热风温度为 200℃左右时，铁液温度可提高 10 ~ 20℃，热风温度为 500℃以上时，铁液温度可提高 100℃左右。如果维持铁液温度不变，则可相应地减少焦炭消耗量，并可提高熔化率。表 2.1-188 为冷、热风冲天炉熔炼对比实例。图 2.1-220 和图 2.1-221 为同规格冲天炉使用 300℃热风和冷风操作时的网形图的变化情况以及热风温度对炉内炉气温度的影响。

表 2.1-188　冷、热风冲天炉熔炼对比

主要技术经济指标（与冷风比）	热风温度/℃				
	150	250	400	450	500
维持原焦耗时铁液提高温度/℃	20	40	60	80	100
维持原铁液温度时降低焦耗量/%	15	20	25	30	40
降低焦耗量时熔化率提高/%	20	25	30	35	45

此外，采用热风使炉温提高，不仅可以减少硅、锰等合金元素的氧化烧损，而且可以提高增碳率，降低增硫率，特别是风温高时，效果尤为显著（见图 2.1-222），因此采用高温热风可以增加炉料中废钢的比例，甚至可以用 100% 的废钢，还可以用钢铁屑等低质材料作为炉料，其配入量（质量

分数）可达50%以上。

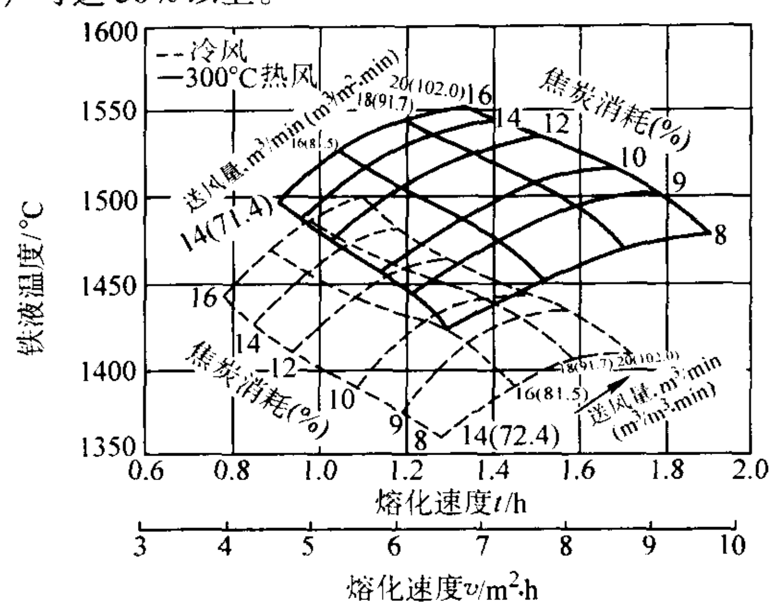


图2.1-220 冷风和热风（300℃）冲天炉熔炼时网形图的变化

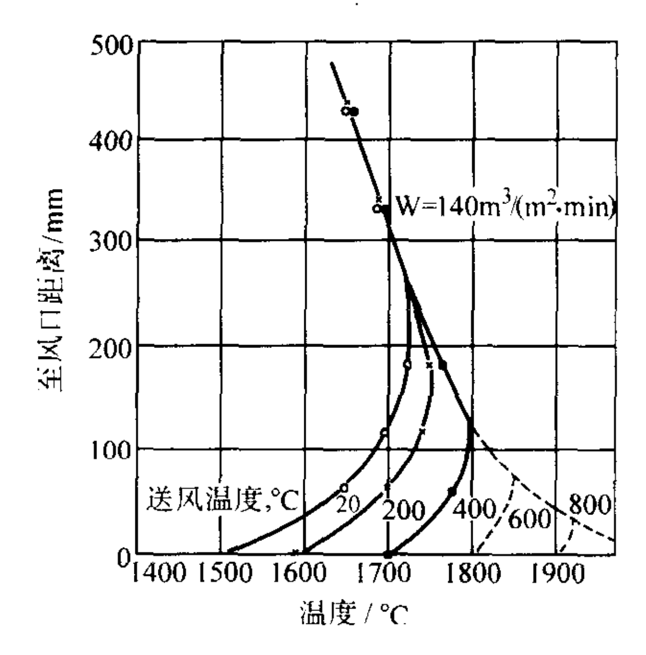


图2.1-221 热风温度对炉内炉气温度的影响

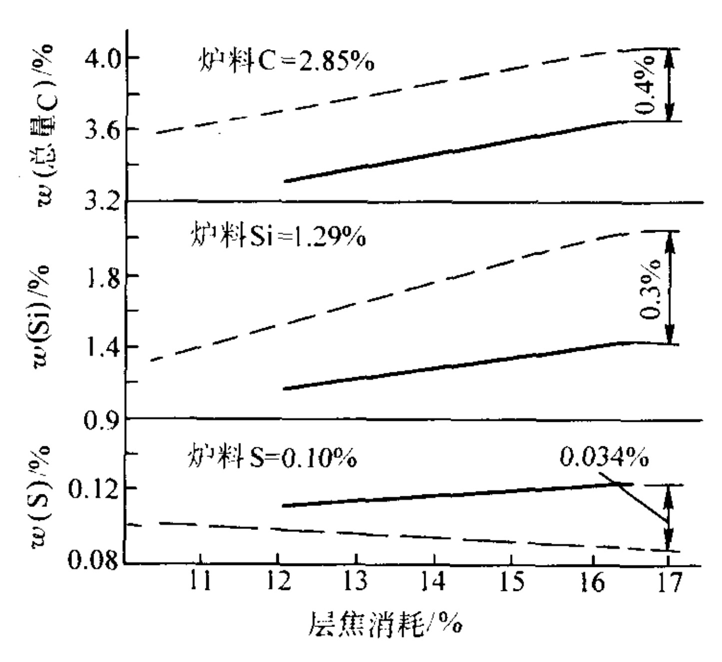


图2.1-222 热风对铁液成分的影响

——热风 ----冷风

（均质量分数）

预热送风系统中最基本的部分是热交换器。利用冲天炉的废气余热的热风交换器一般是装在冲天炉内，故称为内热式。而利用废气中可燃部分气体燃烧产生热量来加热送入冲天炉内空气的热交换器一般是装在冲天炉外，故称为外热式。

有关热交换器的结构、安装及使用情况可参考相关手册和资料。

（2）富氧送风

富氧送风是在送风过程中加入一定比例的氧气，以提高送风中氧的浓度来强化冲天炉熔炼的方法。提高空气中氧的浓度，能促使炉内焦炭的燃烧反应进行得更剧烈，同时能加快反应的速度，因此对冲天炉中焦炭燃烧过程起到显著的强化作用。在冲天炉富氧送风中，通常加入2%～4%（质量分数）的氧气，从而将送风中的氧的浓度（质量分数）提高至23%～25%左右。在提高铁液过热温度方面，加入质量分数为3%的氧即能起到相当于400℃热风的作用。

富氧送风除了提高铁液过热温度外，还具有下述良好作用：

1）提高冲天炉的熔化速率。

2）能相应降低焦铁比，适当减小送风量，从而节约燃料费用和动力费用。

3）由于提高了炉温，使得铁液中的硅、锰烧损率减小。

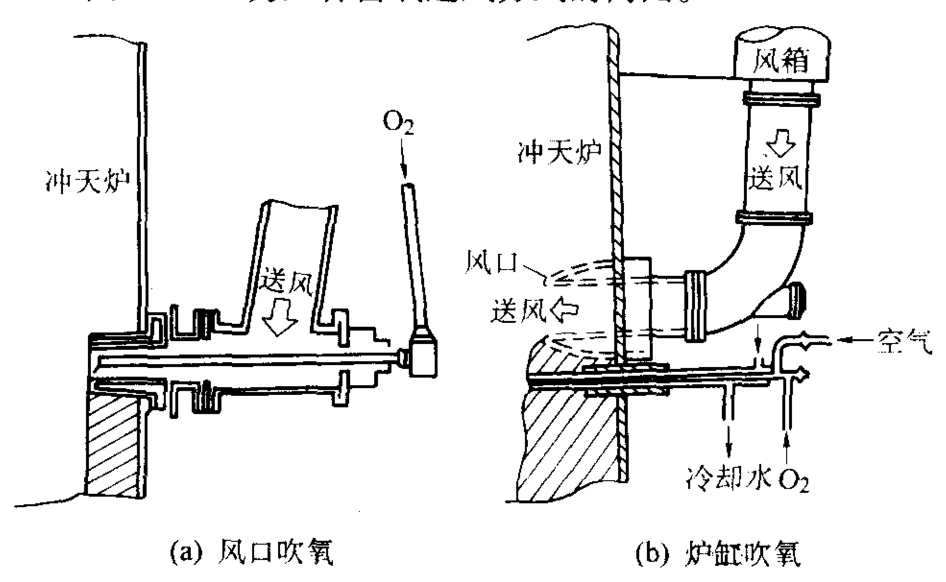
富氧送风方法有以下三种：

1）向送风管中引入氧气 使鼓入炉内的空气氧的质量分数增加2%～4%。这种加氧方法简单，操作方便，但因漏风损失等原因会增加氧气的消耗量。

2）从风口吹氧 氧气从风口随空气一起吹入炉内，比向送风管中加氧耗氧量少，但加氧装置结构较复杂。

3）在风口下的炉缸的炉壁周围安装数个喷嘴，将氧气直接吹入炉内。这种加氧装置结构复杂，喷嘴的位置、角度等要求严格，操作也比较麻烦。

图2.1-223为几种富氧送风方式的简图。



(a) 风口吹氧 (b) 炉缸吹氧

(c) 风管送氧

图2.1-223 冲天炉加氧的几种方式

在各种富氧送风方法中，氧气连续送给和间断送给均可，但为了减少氧气消耗量，间断加氧的较多。例如，开炉初期或中途停风后再开风时，这时炉温较低或铁液温度较低，可采用富氧送风。加氧体积分数一般为2%～4%，有时加1%也能取得较好的效果的，但加氧量过少效果不明显，太多了炉况不稳定，且经济上也不合理。一般氧气加入量可参见表2.1-189。

（3）除湿送风

送入冲天炉内的空气湿度对冲天炉熔炼过程有着重要影响，直接采用大气鼓风时，大量的水蒸气被带入冲天炉内，对冲天炉的热工过程和冶金过程会产生如下影响：

1）水蒸气与赤热焦炭发生反应，生成水煤气

$$H_2O + C \longrightarrow CO + H_2$$

表 2.1-189 不同炉径内冲天炉的氧气加入量

冲天炉内径 /mm	送风量 /$m^3 \cdot min^{-1}$	氧气用量/$m^3 \cdot min^{-1}$		
		2%	3%	4%
500	20	0.4	0.6	0.8
600	30	0.6	0.9	1.2
700	40	0.8	1.3	1.6
800	50	1.0	1.5	2.0
1000	80	1.6	2.4	3.2
送风中的氧气体积分数/%	21.0	22.7	23.3	24.0

同时水蒸气在高温下分解

$$H_2O \longrightarrow H_2 + (1/2)\ O_2$$

上述两个反应均为吸热反应，降低炉温，导致铁液温度和熔化率下降。

2）水蒸气在冲天炉内对许多元素都具有氧化作用，可产生如下反应：

$$H_2O + Si \longrightarrow SiO_2 + [H]$$

$$H_2O + Mn \longrightarrow MnO_2 + [H]$$

$$H_2O + C \longrightarrow CO + [H]$$

$$H_2O + Fe \longrightarrow FeO + [H]$$

反应的结果不仅增加元素的烧损，而且增加铁液的含氢量，恶化铁液质量，使铁液在凝固时，石墨化困难，白口倾向增大，并使铸件容易产生缩孔、气孔和裂纹等缺陷。

试验研究和生产实践表明，除湿送风是提高铸件质量和减少焦耗的有效措施。当送风湿度从 13 ~ 19 g/m^3 减少到 6.1 ~ 7.4 g/m^3 时，在同样的熔炼条件下铁液温度可提高 20 ~ 30℃，熔化率提高 15% ~ 20%，硅、锰烧损减少（质量分数）5% ~ 10%，渣中氧化铁含量减少（质量分数）20% ~ 25%，铁液中含气量（主要是氢气量）降低，白口倾向减小，铸件力学性能改善。各种除湿送风效果的对比见图 2.1-224。

冲天炉除湿送风方法很多，有吸附除湿、吸收除湿和冷冻除湿等方法。各种除湿方法的特点见表 2.1-190。目前以冷冻除湿的方法应用较为普遍，图 2.1-225 是冲天炉采用冷冻除湿送风系统的实例。

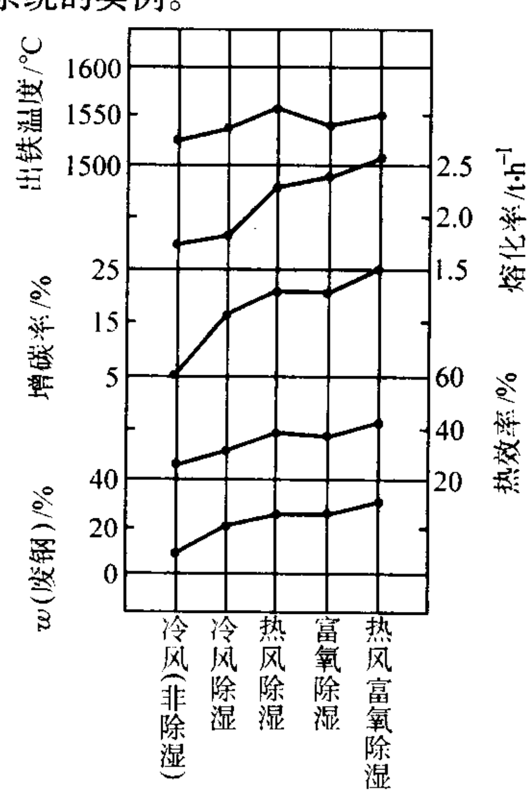


图 2.1-224 除湿送风效果的对比

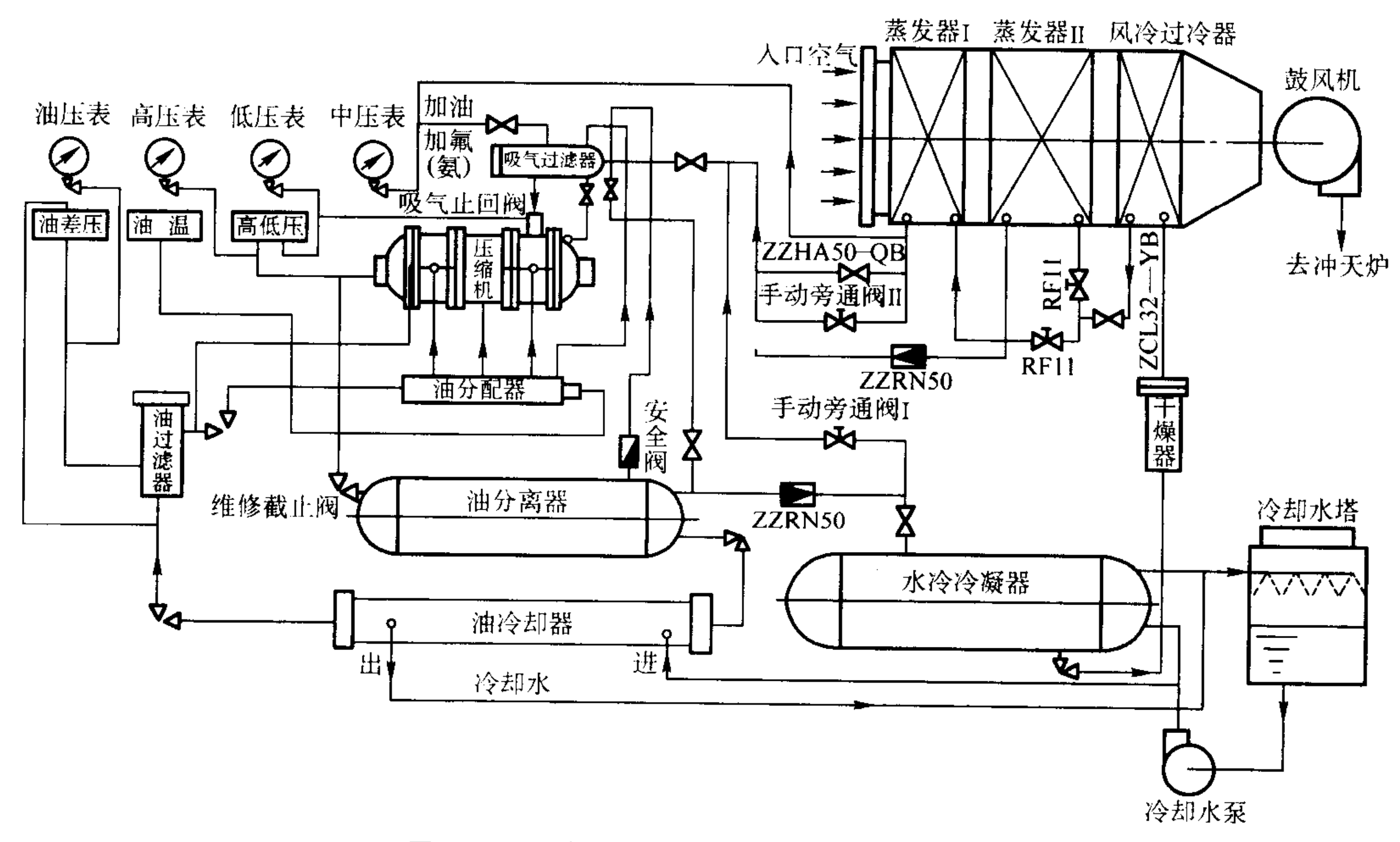


图 2.1-225 冲天炉采用冷冻除湿送风系统的实例

表 2.1-190 各种除湿方法的特点

除湿方法	特点
吸附除湿	空气通过吸湿性高的粒状物体（硅胶、氟石、分子筛等）而被脱湿。当吸湿剂被水饱和时需进行再生处理。因此必须有两套设备轮换使用，再处理时需较多的时间和费用
吸收除湿	空气通过吸湿性高的液体（硫酸、氯化锂等）或液体浸泡过的滤纸而被脱湿。当吸湿剂的吸湿能力降低后需提高加热等方法恢复。吸湿能力与吸湿剂的温度、浓度有关，为此必须保持吸湿剂有适当的温度和浓度。此外，为消除粉尘的影响和吸湿剂不被空气带走，除湿前后需对空气进行处理
冷冻除湿	将空气冷却到露点以下，使空气中的水蒸气凝结成水后分离排除。此方法利用冷冻机等装置，除湿效率高，费用低，容易实现程序化生产

(4) 使用优质铸造焦炭

焦炭是冲天炉熔炼的主要热源，由于冲天炉熔炼过程有别于高炉冶炼过程，因此对焦炭的要求也有别于冶金用焦。铸造用焦必须具备下述要求：

1) 焦炭成分　焦炭固定碳含量越高，发热量就越大，阻碍燃烧反应和影响铁液吸热的灰分就越少，熔炼过程中由灰分形成渣量也相应减少，因而有利于提高炉气最高温度，加强焦炭对铁液的热传导，有利于铁液过热。采用固定碳高（w（C）> 85%）的焦炭，是提高铁液温度的一条重要途径。

2) 焦炭强度与块度　焦炭入炉后，受到炉内高温的热作用、支撑料柱而受压力作用以及炉料的冲击作用等，如果焦炭的机械强度低，在炉内易被破碎，不能保持焦炭入炉时的块度。这不但恶化料柱透气性，而且影响熔化的稳定性，使炉子不能正常熔化。焦炭的机械强度包括抗压强度、抗冲击强度、抗碎裂强度和耐磨损强度。

焦炭抗冲击强度可用焦炭的落下强度来表示。试验时首先取焦炭 30 kg，块度大于 50 mm，装入 450 mm × 700 mm × 380 mm 的铁箱中，将铁箱提至 1 830 mm 高度，打开料底门，焦炭自由落下与铺地的 13 mm 厚铁板相冲击，反复 4 次后称量其大于 50 mm 焦块重量并以百分数表示，即落下强度。我国焦炭的抗冲击强度为 70% ~ 90%。

焦炭的抗磨损强度过去用部标转鼓残留量（kg）表示。试验时将 410 kg 焦炭装入直径为 2 000 mm × 700 mm 的转鼓中，然后使转鼓以 10 r/min 速度转动，经 15 min 转动后，鼓内焦炭受焦炭、铁板的磨损而破碎，焦末在铁栅间落下，残留在转鼓圆筒内均是大于 25 mm 的焦块。被测焦炭越坚实，转鼓圆筒内残留的焦炭量就越多。

目前我国焦炭转鼓内大于 25 mm 焦炭大于 300 kg，鼓外小于 10 mm 焦炭小于 50 kg。现在焦炭抗磨损强度多用米贡转鼓强度表示。米贡转鼓直径为 1 000 mm，长 1 000 mm，鼓内装有 4 根互成 90 度的角钢。米贡转鼓转动速度为 25 r/min。试验时装入大于 50 mm 焦炭 50 kg，转鼓回转 4 min 后把焦炭清除鼓外；用直径 40 mm 和直径 10 mm 的圆孔进行筛分。以 M_{40} 表示直径 40 mm 筛上焦炭占焦样总重量的百分数，M_{10} 表示直径 10 mm 筛下焦炭占焦样总质量的百分数。通常以 M_{40} 代表焦炭的抗碎裂强度，M_{10} 代表焦炭的抗磨损强度。我国主要的铸造用焦 M_{40} 为 80% ~ 83%。

当焦炭块度过小时，由于炉膛单位容积内的反应表面积过大，因而燃烧反应加速，氧化带缩短，还原带扩大，加之此时氧化带内还原反应发展较快，致使高温区域短，炉气最高温度较低。此外，小块焦炭对送风阻力大，空气难于深入炉中心，炉壁效应加剧，对铁液过热不利。与此相反，焦炭块度过大，燃烧速度慢，此时，虽然氧化带扩大，但燃烧区域不集中，炉气最高温度低，也不利于铁液的过热。只有块度适中的焦炭其燃烧速度适中，炉气温度较高，高温区长，有利于铁液的过热。所以，对中小型冲天炉，推荐冲天炉内径与焦块平均直径之比为 10:1 左右。表 2.1-191 中列出了一些冲天炉炉膛直径与底焦块度和层焦块度的关系。

表 2.1-191　推荐焦炭块度　　mm

炉膛直径	500 ~ 600	700	900 ~ 1 100	1 300 ~ 1 500
底焦块度	60 ~ 100	80 ~ 120	100 ~ 150	120 ~ 300
层焦块度	40 ~ 80	40 ~ 100	60 ~ 120	70 ~ 150

3) 焦炭的反应能力　反应能力指焦炭还原 CO_2 的能力，通常以 R 表示。R 值表示 CO_2 通过 900℃的焦炭粒，测定反应后的气体成分，并由下式计算而得

$$R = \{CO/(2CO_2 + CO)\} \times 100\%$$

焦炭反应能力大，会促成 $CO_2 + C = 2CO$ 的反应发展，从而降低炉气温度。因此，作为冲天炉燃料的焦炭，要求有低的反应能力，而通常冶金焦的反应能力要求较高，这是铸造用焦炭与冶金用焦炭的主要区别。铸造焦炭的 R 值应低于 30%。焦炭的反应能力直接受其气孔率的影响，气孔率越大，反应能力越强。铸造焦的气孔率一般较低，因而反应性较小。

7.4　常用冲天炉及其主要结构参数的选择

我国冲天炉的发展从 20 世纪 50 年代应用较多的多排小风口冲天炉到目前的大间距双排风口送风冲天炉，使铁液温度得到了提高，满足了铸造生产的需要。20 世纪 70 年代末期，我国开始引进和推广各种热风冲天炉、水冷无炉衬冲天炉等，初步形成了符合我国国情和独具特色的冲天炉系列，使我国的铸铁熔炼技术水平有了新的提高。我国目前已拥有先进工业国铸铁熔炼炉的各种主要类型，某些经济技术指标已跨入世界先进行列。

目前我国大多数工厂应用的冲天炉类型主要是两排大间距冲天炉、热风冲天炉和热风除尘水冷无炉衬冲天炉。尚有一些工厂还在应用多排小风口冲天炉、卡腰三节炉和中央送风冲天炉，但随着我国焦炭质量的不断提高，后 3 种冲天炉的应用正不断减少。

7.4.1　大间距双排送风冲天炉

大间距双排风口冲天炉又称为分段送风冲天炉。它是目前国内外近期发展较快、生产中应用较多的一种冲天炉。其特点是具有两排风口（或两组风口），其排距间隔较大，各排风口的送风量相近。大间距双排风口冲天炉又可分为双风箱送风和单风箱送风两大类。

1) 双风箱大间距双排风口冲天炉　双风箱送风大间距双排风口冲天炉的两排风口（或两组风口）具有各自独立的风箱，因此各排风口的风压和风量可独立调节。其结构见图 2.1-226，主要参数见表 2.1-192 ~ 表 2.1-194。

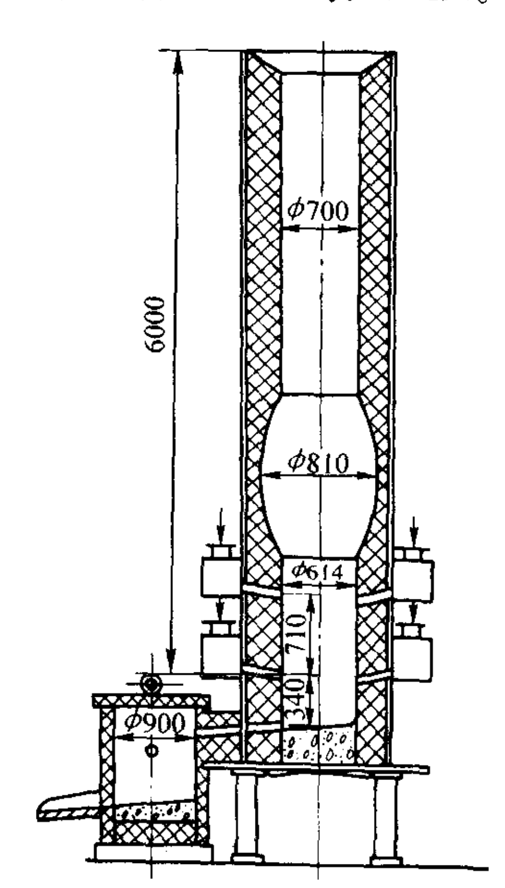


图 2.1-226　双风箱送风大间距双排风口冲天炉结构

2) 单风箱送风大间距冲天炉　带有热风装置的单风箱送风大间距双排风口的冲天炉结构见图 2.1-227。单风箱送风大间距双排风口冲天炉主要结构参数、主要工艺参数及主要技术经济指标见表 2.1-195 ~ 表 2.1-197。

表 2.1-192　双风箱送风大间距双排风口冲天炉主要结构参数

参　数		数　据
冲天炉内径	风口区/mm	614
	熔化区/mm	810
有效高度/mm		6 000
炉缸深度/mm		340
前炉内径/mm		900
风口比	$\sum A/A_{风}$/%	2.86
	$\sum A/A_{熔}$/%	1.64
排距/mm		710
上排风口尺寸	风口直径/mm	30
	风口个数	6
	风口斜度/（°）	5
下排风口尺寸	风口直径/mm	30
	风口个数	6
	风口斜度/（°）	5
各排风口截面分配比		50/50

（3）大间距双排风口冲天炉分析

冲天炉采用了大间距双排风口送风后，炉内底焦的燃烧状态、炉温和炉气分布都发生了变化，出现了新的特点。

表 2.1-193　双风箱送风大间距双排风口冲天炉主要技术经济指标

指标名称	数　据
总焦耗量/%	12.26
铁液温度/℃	1 425 ~ 1 475
熔化率/$t \cdot h^{-1}$	4.12
炉衬侵蚀速度/$mm \cdot h^{-1}$	25

表 2.1-194　双风箱送风大间距双排风口冲天炉主要工艺参数

参数		数据
总送风量/$m^3 \cdot min^{-1}$		44.8
上风管送风量/$m^3 \cdot min^{-1}$		22.5
下风管送风量/$m^3 \cdot min^{-1}$		22.3
上风箱风压/kPa		7.88
下风箱风压/kPa		9.65
底焦高度/mm		1 670
焦炭固定碳含量（质量分数）/%		79
加料口温度/℃		227
加料口炉气成分（体积分数）/%	CO_2	17.0
	CO	4.10
	O_2	0.30

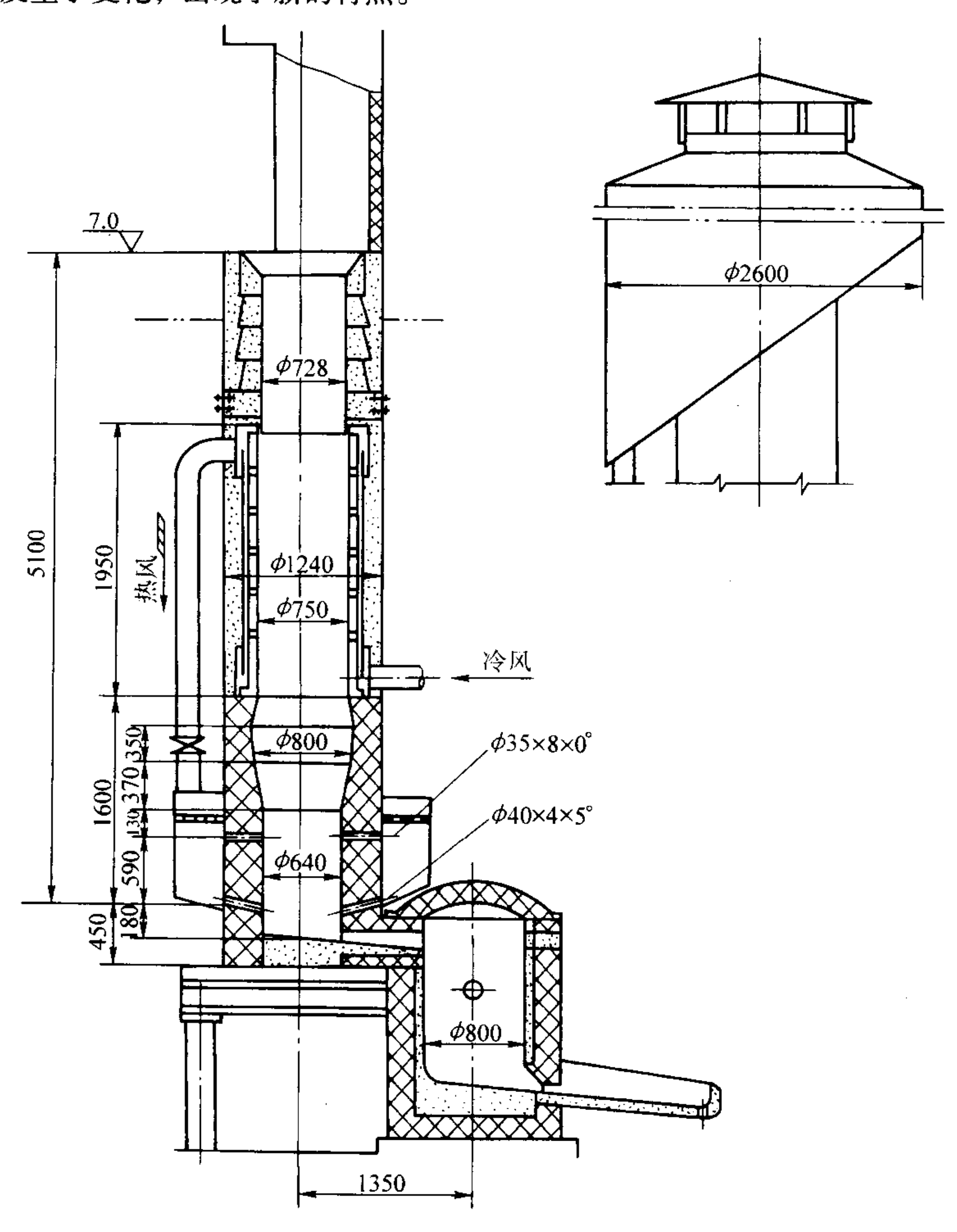


图 2.1-227　单风箱送风大间距双排风口冲天炉结构

表 2.1-195　单风箱送风大间距双排风口冲天炉主要结构参数

参数		数据/mm
内径（直径）/mm	风口区	640
	熔化区	800
	预热区	720
有效高度/mm		5 100
炉缸深度/mm		180
前炉内径（直径）/mm		800
风口排距/mm		590
风口比	$\sum A/A_{风}$/%	4
	$\sum A/A_{熔}$/%	2.5
预热器	内径（直径）/mm	750
	高度/mm	1 950
上排风口尺寸	直径/mm	35
	风口个数/个	8
	风口斜度/（°）	6
下排风口尺寸	直径/mm	40
	风口个数/个	4
	风口斜度/（°）	5
上下风口面积分配比		60/40

排距较大的双排风口送风后，底焦燃烧趋于形成两个独立的燃烧带，在每个燃烧带内都会发生碳的氧化和还原反应，形成各自的氧化带和还原带。底焦中这两个独立的燃烧带所进行的氧化与还原反应过程会产生相互影响和制约，其制约程度取决于风口排距的大小。

表 2.1-196　单风箱送风大间距双排风口冲天炉主要工艺参数

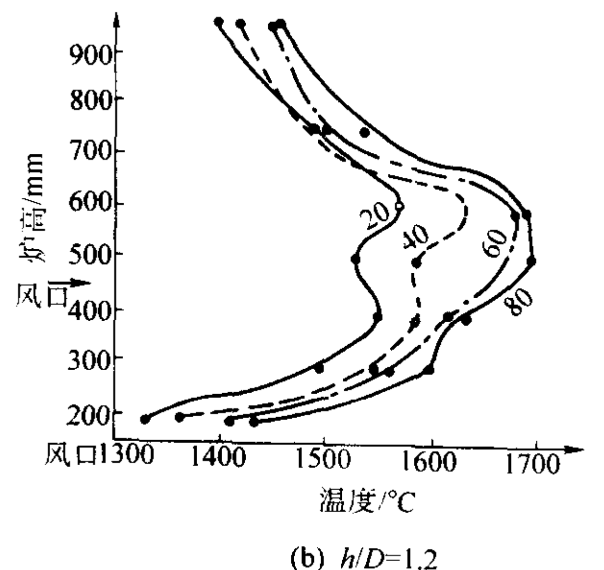
参数		数据
底焦高度/mm		1 500
风管风量/$m^3 \cdot min^{-1}$	实测	50
	理论	39
风箱风压/kPa		13.42
风温/℃		250～300

表 2.1-197　单风箱送风大间距双排风口冲天炉主要技术经济指标

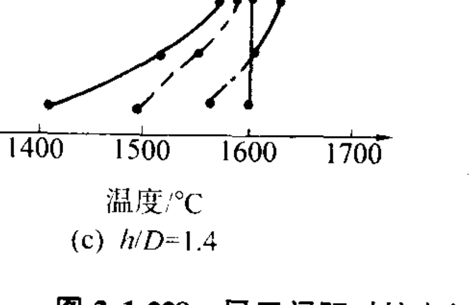
指标名称		数据
总焦耗量/%		10～10.5
铁液温度/℃		1 460～1 480
熔化率/$t \cdot h^{-1}$		4
元素烧损（质量分数）/%	Si	16
	Mn	23

一般情况下，大间距双排风口冲天炉（中、小型冲天炉，风口排距与炉内径之比为0.8～1.1）在靠近炉壁区域，沿底焦高度出现两个独立的氧化带和还原带，而在炉中心部位趋于只出现一个氧化带和还原带，即第一燃烧带中的还原带趋于消失，两燃烧带中的氧化带连接在一起，相互叠加。随着风口间距的增加，炉壁区域的双氧化带和还原带逐渐向炉中心发展，如图 2.1-228 所示，图中曲线数字为距炉壁的距离。

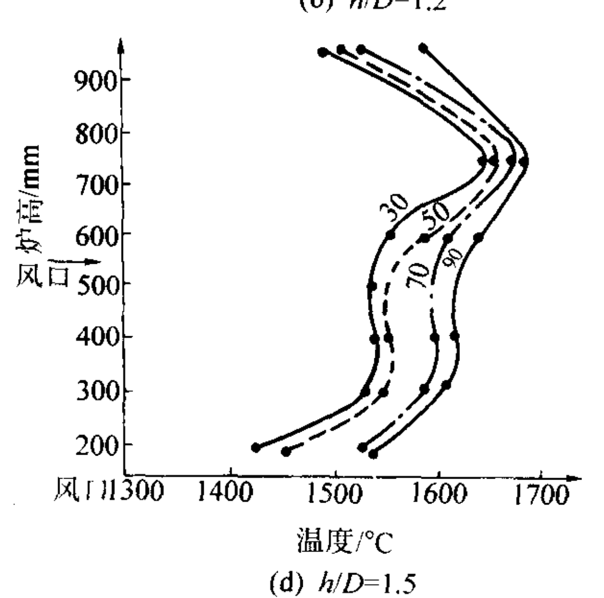
(a) h/D=0.9



(b) h/D=1.2



(c) h/D=1.4



(d) h/D=1.5

图 2.1-228　风口间距对炉内氧化带与还原带的影响
h—风口间距；D—冲天炉内径

大间距双排风口冲天炉底焦燃烧过程中，还原带的发展，尤其第一燃烧带中还原带的发展，会使炉温下降，影响过热区热交换。在避免第一还原带产生、发展的前提下增大间距可使过热区拉长，为获得高温铁液创造了极有利的条件。另外，二排风口送入的气流射入炉温约为 1 500℃左右的第一燃烧带末端，促进了高温下焦炭的激烈的扩散燃烧，缩短了燃烧时间，集中地放出热量。即使利用固定碳质量分数较低的冶金焦、气化焦，也能获得 1 750 ~ 1 800℃炉温。从而强化了冲天炉过热区的热交换过程。大间距双排风口冲天炉底焦燃烧所形成的过热区拉长，增加了铁液过热路程及底焦的激烈燃烧，提高了炉温，从而强化了过热区热交换过程，这是获得高温铁液的根本原因。

7.4.2 热风冲天炉

（1）热风冲天炉的特点

热风冲天炉的特点可归纳为下述几点。

1）由于提高了送温度，使得空气中的自由氧更为活跃，因而增加了氧和底焦中碳的燃烧反应速度。

2）由于氧和碳的反应速度增加，缩短了燃烧带的长度，使燃烧带更为集中，最高温度区接近风口，提高了铁液温度并提高熔化率。

3）因热风使冲天炉内导入了补充热量，增加了热收入，提高了炉气温度，从而使铁液的过热程度提高。

4）焦炭的消耗相应有所减少，因此同样的增碳和增硫都相应减少。

5）减少了硅、锰的烧损，同时有利于脱硫。

（2）热风冲天炉的类型

冲天炉的热风是通过换热器来实现的，而根据换热器预热口气的热源不同，可分为：

1）利用炉气本身的物理热；

2）利用炉气本身的物理热和化学热；

3）外加燃料；

4）利用炉气的热并外加燃料的综合热源。

利用不同的热源，不同的换热器并安装在不同的部位，因而构成了不同形式的热风装置。表 2.1-198 列出了各种热风装置比较。

表 2.1-198 各种热风装置比较

热 源	换热器类型	安装位置	风温/℃	换热器材料	优缺点
炉气物理热	密筋炉胆	炉内	150 ~ 250	碳素钢板或锅炉钢板	维修和操作均较方便，设备投资小，但风温不高，炉胆寿命也不高
炉气物理热加化学热	针状、管状换热器	炉内或炉外	当炉气温度为 750 ~ 800 时可达 300 ~ 400	铸铁或耐热铸铁	设备投资不大，但维修和清灰较麻烦
外加燃料	管状换热器、辐射换热器	炉外	300 ~ 400	铸铁或耐热铸铁	风温较稳定，换热器寿命较长，但外加燃料增加了使用成本
炉气的热并外加燃料	辐射 - 对流综合换热器	炉外	400 ~ 600	耐热钢	风温甚高，换热器寿命也较长，但投资大，维修操作较麻烦

内热式热风冲天炉主要是指在冲天炉炉体散热带上装有密筋炉胆式换热器的热风冲天炉。我国对直径为 500 ~ 900 mm 的内热式冲天炉的密筋炉胆换热器作了定型设计与研究，炉胆换热器由上下两个双层圆锥形套筒组成的集风圈，上端有热膨胀补偿机构。换热器外筒及集风圈采用一般碳素钢板制造其余为锅炉钢板。这种冲天炉合适的热风温度为 300℃左右，详细结构参见有关手册。

外热式热风冲天炉具有风温高且稳定的特点，但结构较复杂，且占地面积大。如果要求出炉温度高，开炉时间长的大规模生产，这类冲天炉具有明显的优势。是大型企业（熔化率要求 8 t/h 以上）的首选炉型。外热式热风冲天炉的结构和特点见表 2.1-199。

表 2.1-199 外热式热风冲天炉的结构及特点

结构形式	图例	基 本 结 构	优缺点
炉外设置针状换热器	见图 2.1-229	冲天炉内径为 620 mm，生产率为 1.5 ~ 2 t/h，采用针状铸铁管换热器。换热器由 8 排（40 根）管子组成。为了增加总的传热系数，有 20 根管子的内外都有针。在靠近废气进入处的 20 根管子为了防止管壁过热和积灰，则只用单面（内面）有针的管子。炉气是用 4 根管子自加料口下 1450 mm 处抽出，抽气支管与水平线成 45°角，以便于除灰。炉气在聚集器聚集后，通往燃烧室内燃烧。在室内设有补充空气进口，以便使炉气能完全燃烧，燃烧后的气流进入换热器以加热空气	其优点为热风温度达到 350℃时，减少层焦耗量约 40%，提高生产率约 30%，出铁温度在 1 430℃左右。缺点是易于发生灰尘堵塞，热惰性较大，开炉后约 1 ~ 1.5 h 才能达到上述指标
炉外设置管状换热器	见图 2.1-230	此热风装置的炉气一半预热炉料，另一半被抽出燃烧后加热冷风，炉气燃烧温度不应超出 880℃，以免把换热管烧坏	热风温度在 300 ~ 350℃，铁液温度约提高 30 ~ 50℃，结构较庞大
炉外设置辐射换热器	见图 2.1-231	被称为夏克（Schack）式换热器的热风冲天炉，炉气导入除尘器后，就送入燃烧室，用一个小燃烧嘴点火，燃烧所需的空气由另一喷嘴供给，燃烧气体的温度可达 850℃	在使用灰分的质量分数为 12.1%的冶金焦时，热风温度可达 450℃，除尘问题较易解决，但制造较为复杂

续表 2.1-199

结构形式	图例	基本结构	优缺点
炉外设置螺旋管辐射换热器	见图 2.1-232	两座冲天炉合用一座热风装置轮流使用，炉气经燃烧室，燃烧的气流经过螺旋管辐射换热器后排出，冷风进入换热器上端的环形分配器中，再经螺旋管受热变成热风	热风温度高达 500℃，而且可得稳定的风温，积灰少，但制造复杂，焦比不能高
外加烧煤气的钢管换热器	见图 2.1-233	煤气加管状换热器，风口是具有水冷的形式	风温可达 500～600℃，出铁温度 1 480～1 500℃，只限于有煤气供应的地区

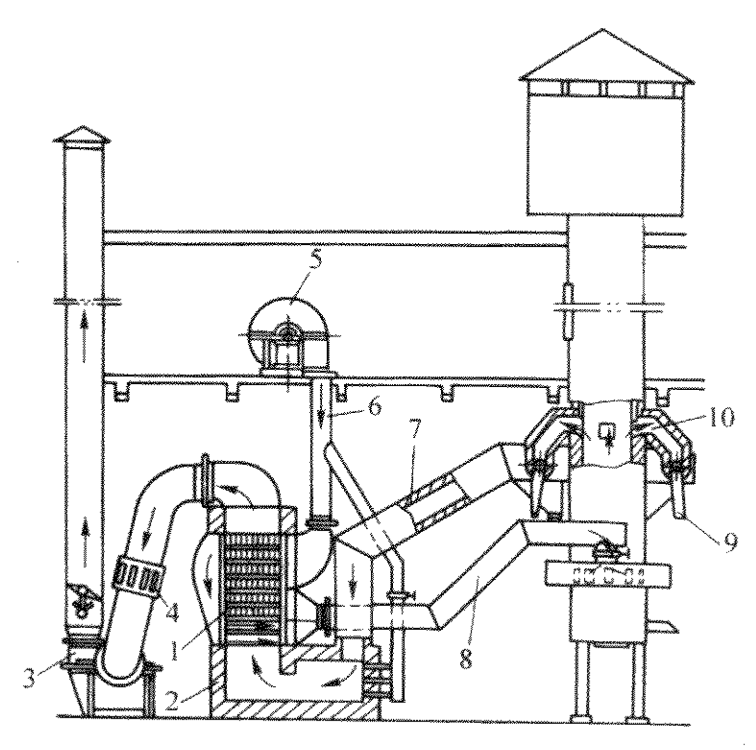


图 2.1-229 炉外设置针状换热器的热风冲天炉示意图
1—针状换热器；2—燃烧室；3—烟泵；
4—吸入冷空气的圆形调解杯；5—鼓风机；
6—冷风管；7—冲天炉炉气管道；8—排废物斗；
9—抽取烟气的支管；10—抽取烟气的支管

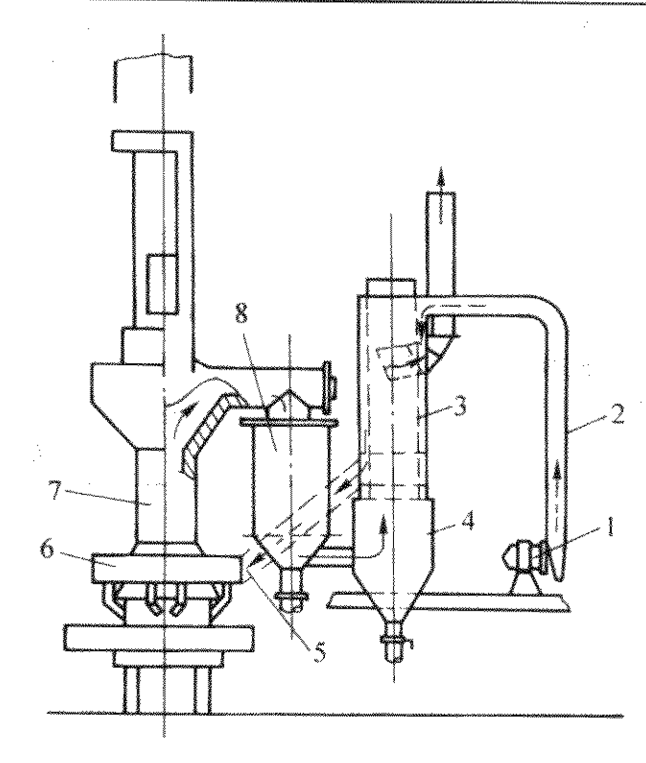


图 2.1-231 炉外设置辐射换热器的热风冲天炉示意图
——>废气通道 ·······>空气通道
1—鼓风机；2—冷风管；3—辐射换热器；4—燃烧室；
5—热风管；6—风带；7—冲天炉；8—除尘器

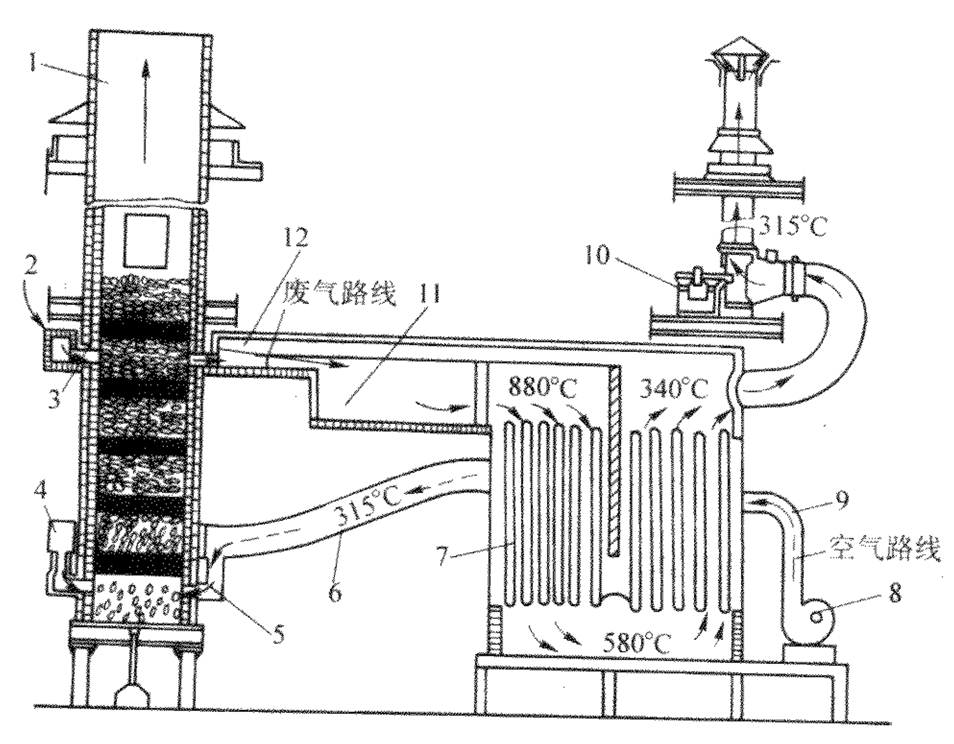


图 2.1-230 炉外设置管状换热器的热风冲天炉示意图
1—烟囱；2—废气聚集器；3—抽气孔；4—风带；
5—风口；6—热风管；7—管状换热器；8—鼓风机；
9—冷风管；10—抽气机；11—燃烧室；12—废气管

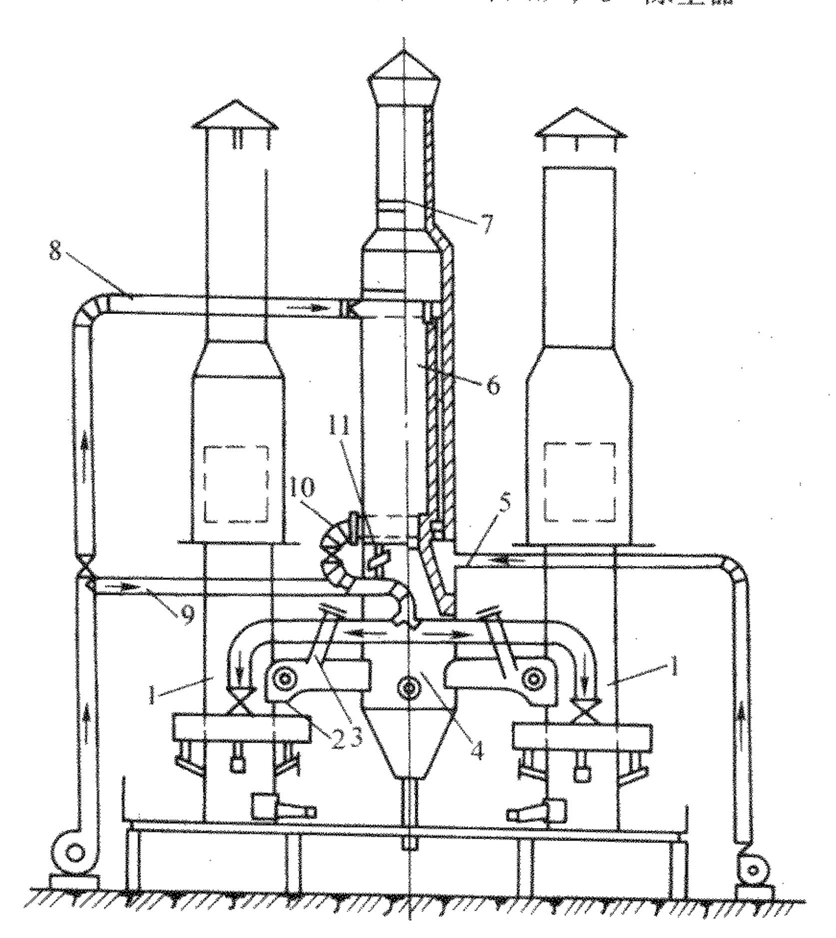


图 2.1-232 炉外设置螺旋管辐射换热器的热风冲天炉示意图
1—冲天炉；2—煤气出口；3—闸式滑阀；4—燃烧室；
5—燃烧空气管；6—螺旋管换热器；7—调节门；
8—冷风管；9—支气管；10—热风管；11—吹气管

(3) 热风水冷无炉衬冲天炉

随着铸造生产的专业化、机械化、自动化程度的提高，冲天炉已向着大型化、无炉衬、连续工作、热风水冷的方向发展。把节约能源，减少环境污染和提高铁液质量紧密联系在一起，形成了炉体、热风、除尘三大部分为一个整体的结构，从而出现了以热风除尘水冷无炉衬冲天炉为代表的现代冲天炉。

冲天炉熔化过程的稳定性除了与炉料、供风、炉子结构等有关外，炉衬的侵蚀情况也有着重要影响。例如：如果在风口附近区域炉衬的侵蚀程度过大，将使耐火材料消耗量增大，渣量过多，燃料耗量增多并难以保证长时间开炉。

由于炉衬侵蚀几乎和开炉时间成正比，特别是在开炉 10 h 后炉衬的侵蚀急剧增加。如果是热风的话，在熔化带区域炉衬的侵蚀情况较之冷风更为严重。而对于冲天炉来说，

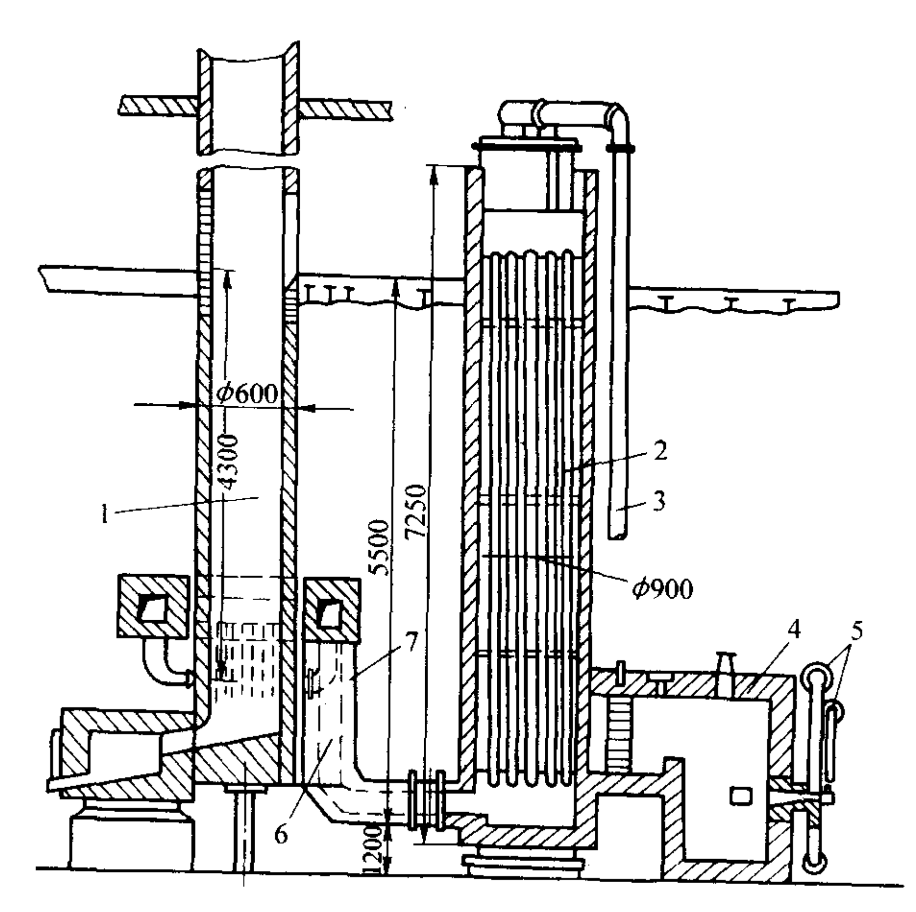


图 2.1-233 用于热风冲天炉的烧煤气换热器示意图
1—冲天炉；2—管状换热器；3—冷风管；4—燃烧室；5—空气管道及发生炉煤气管道；6—水冷风口；7—热风管

开炉的初期由于炉衬的吸热、焦炭的燃烧和炉料的预热等情况，通常进入正常工作状态的时间是在开炉后的几小时以后。但由于炉衬的侵蚀，通常的冲天炉在开炉后的十几小时内必须打炉以停止熔炼，否则冲天炉将由于炉衬的过量侵蚀而造成损坏。显然这对于能源的充分利用、铁液的熔炼质量以及大规模生产都将是非常不利的。

为了延长冲天炉的连续使用时间，必须采取强制冷却措施来减少炉衬侵蚀，稳定炉膛尺寸，以保证熔炼的正常进行。而用水冷却炉壁是最常用的方法。

冲天炉的水冷方式可分为以下两种。

1）雨淋式水冷　如图 2.1-234 所示。在炉壳周围安装一层或多层水管，喷水冷却炉壁。这种冷却装置结构简单，维护方便，使用寿命长。但耗水量较大。所以一般均设置废水处理装置，使水循环使用。

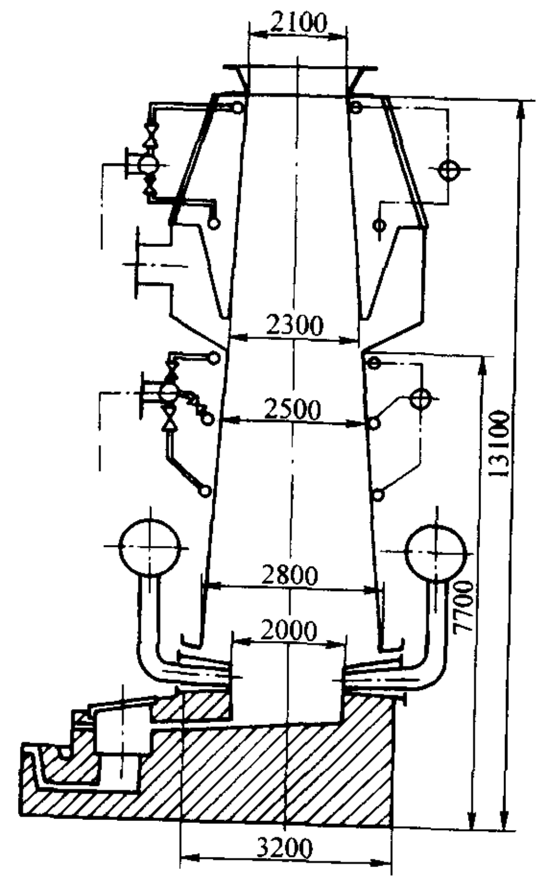


图 2.1-234 40t/h 热风水冷无炉衬冲天炉示意图（雨淋式水冷）

2）水套式水冷　如图 2.1-235 所示。在炉壁设置夹层水套，通过冷却水冷却炉壁。这种冷却装置的结构较雨淋式复杂，维修麻烦，但耗水量较少。

由于炉壁有冷却水强制冷却，所以在熔化带及上下一定范围内不砌筑耐火材料或只搪薄薄一层耐火材料，主要是靠炉壁传热与冷却水吸热相平衡后，在炉壁内侧结成一定厚度的渣壳来维持长时间熔炼。这种冲天炉一般都辅助以热风，所以又称之为水冷无炉衬热风冲天炉。

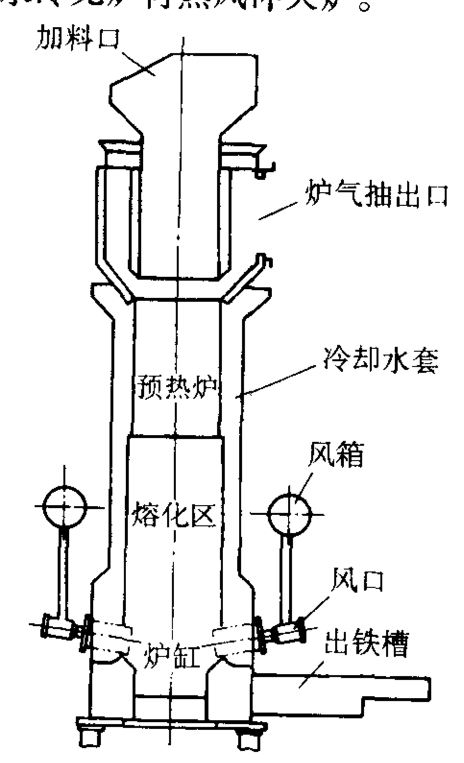


图 2.1-235 6 t/h 热风水冷无炉衬冲天炉示意图（水套式水冷）

与普通冲天炉相比，水冷无炉衬热风冲天炉具有以下优点。

1）由于不存在炉衬因长时间熔炼被大量侵蚀而引起炉膛尺寸的变化，所以炉况容易稳定，可长时间连续熔炼。

2）炉渣性质（酸碱度）不再受炉衬材料限制，而是取决于熔剂。酸性操作和碱性操作可以随时改换，给熔炼过程或铁液质量的控制带来很大方便。

3）虽然水冷增加了炉体的散热损失，但由于一般都设有高效热风装置，因而炉温比较高，炉气的氧化性气氛也较弱，所以合金元素烧损少、铁液质量高。此外，由于增碳效果显著，甚至可以全部以废钢为炉料进行铸铁的熔炼。

4）由于一般都采用插入式水冷风嘴，风嘴的插入深度及风量等可在一定范围内调整，所以炉子的熔化率可以改变，适应性较强。

5）大大节省了耐火材料和修炉工时。

6）水冷无炉衬热风冲天炉一般都配备炉气净化装置，并与热风装置相结合，所以对环境污染较小。

热风除尘水冷无炉衬冲天炉的热风装置与除尘装置的组合可以有两种次序：先除尘后热风和先热风后除尘。先除尘后热风用湿法除尘的流程如图 2.1-236 所示。先热风后除尘

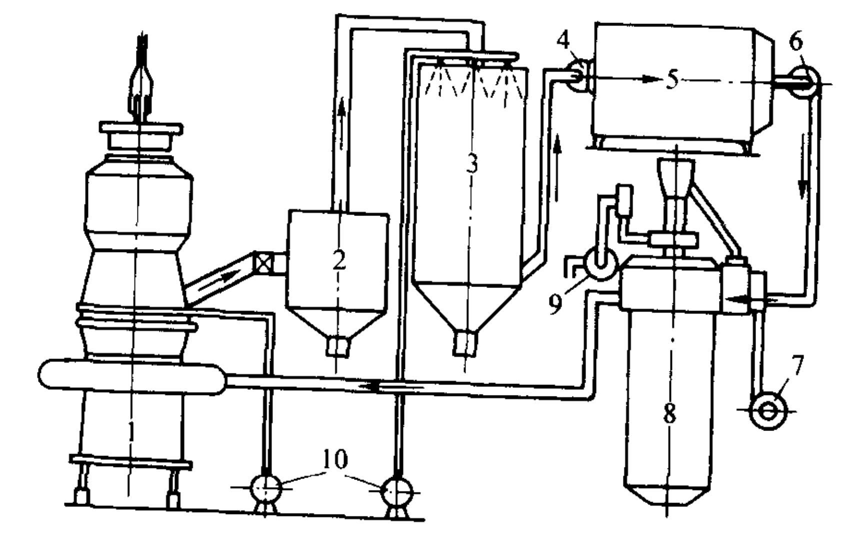


图 2.1-236 先除尘后热风冲天炉工艺流程图
1—冲天炉；2—旋风分离器；3—湿式除尘器；4、6—引风机；5—干燥室；7、9—鼓风机；8—换热器；10—水泵

用干法除尘的流程如图 2.1-237 所示。这两种组合形式各具特点，可根据具体条件选用。

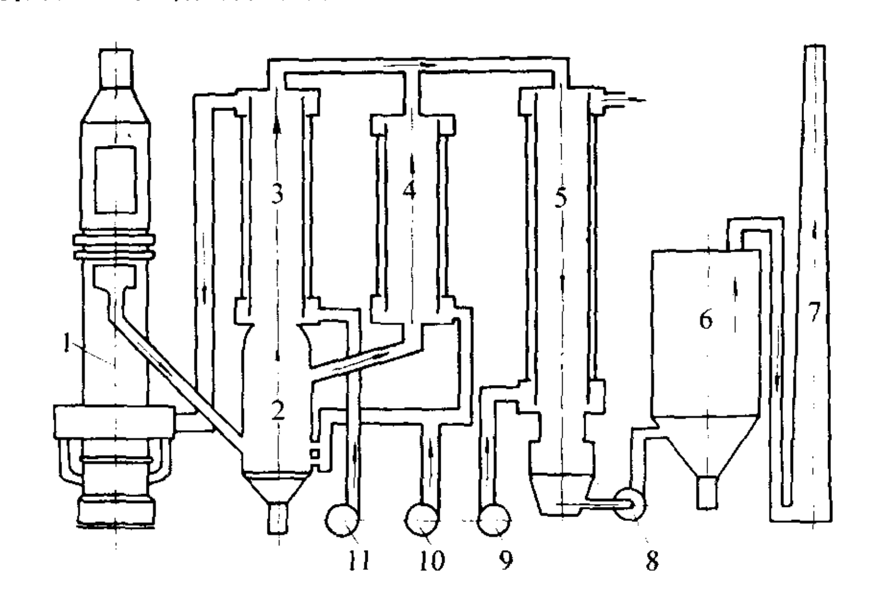


图 2.1-237　先热风后除尘冲天炉工艺流程图

1—冲天炉；2—燃烧室；3—换热器；4—冷却器；5—冷却器；6—布袋除尘器；7—烟囱；8—引风机；9、10—冷却风机；11—鼓风机

在冲天炉熔炼过程中，由于化学作用、热作用以及机械作用，使冲天炉排放出的烟气中含有大量的有害气体及固体有害物质，它们严重污染环境、危害人体健康。因此烟气除尘净化装置已成为冲天炉结构中必不可少的附属装置之一。

冲天炉烟气除尘净化装置的主要设备是除尘器。除尘器的种类繁多，按工作原理可分为干法除尘器和湿法除尘器两大类。

1）干法除尘器　干法除尘器由集尘室式除尘器、火花捕集器、旋风除尘器、静电除尘器和布袋除尘器等组成。下面主要介绍现代冲天炉使用较多的布袋除尘器。

① 布袋除尘原理　布袋除尘原理见图 2.1-238，它是利用烟气通过由纤维织物构成的过滤层时将烟气中的尘粒阻挡而达到除尘的目的。它的除尘效率可高达 99% 以上，特别是对亚微粒子（粒径在 1 μm 以下）有很好的捕集效果，是很有发展前途的一种除尘器。国外冲天炉除尘系统中已普遍应用这种除蠕，国内也正在推广使用。

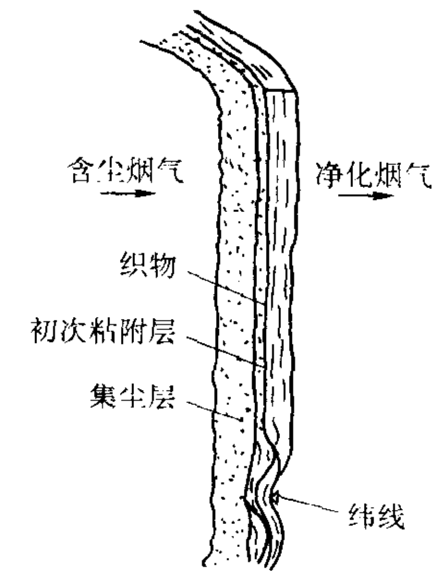


图 2.1-238　布袋除尘原理

② 布袋除尘器结构　布袋除尘器的结构因烟气流过织物层的方向（外侧过滤或内侧过滤）、清灰的方法（机械振动、反吹或脉冲等）不同而有差异。但其基本结构均是由外壳（包括进气管、出气管、排尘口等）、布袋（包括支承框等）和清灰机构等三大部件组成。目前应用最广泛的是空气脉冲式布袋除尘器，其结构见图 2.1-239。

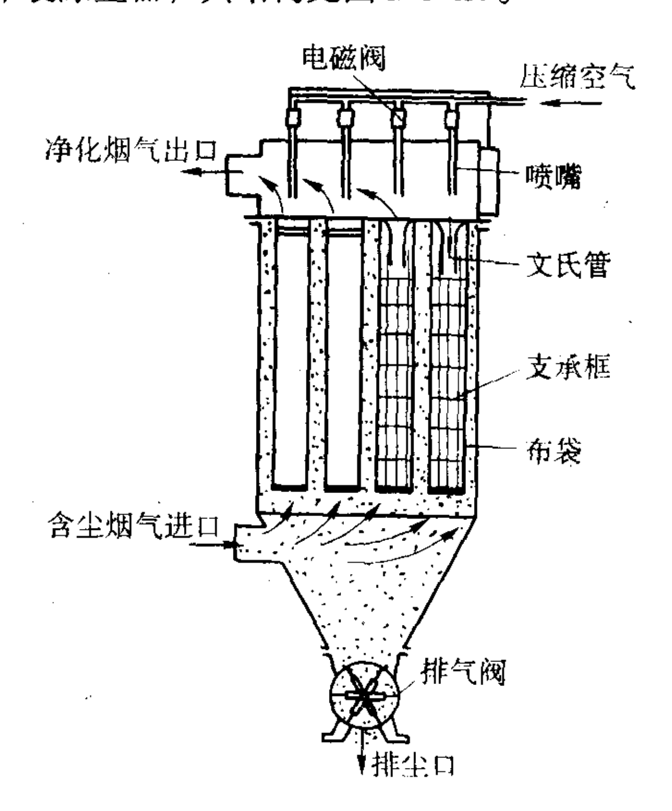


图 2.1-239　空气脉冲式布袋除尘器结构示意图

布袋除尘器具有除尘效率高，特别对微细烟尘的除尘效率是其他除尘器所难以达到的（静电除尘器除外），它可以获得含尘量为 10 mg/m³（相当于城市空气含尘量的水平）的清洁空气，且工作中不产生废水。缺点是结构庞大，使用温度必须严格控制，否则布袋将烧毁；不能处理含有焦油状、胶黏性物质（如碳素烟尘），以防布袋结块、堵塞和破损；应防止水蒸气凝结；每 1～2 年需更换一次布袋，维护工作量大；设备投资大。

布袋除尘器使用时必须对烟气进行冷却和经初步除尘，整个系统必须有完备可靠的控制系统，确保工作温度不致高于布袋织物的允许温度，必须建立严格的维修保养工作制度。

国内已定型生产多种形式的布袋除尘器，表 2.1-200 为常用的脉冲反吹式除尘器的型号、规格及主要性能指标。

干法除尘器的特点是，能去除冲天炉烟气中的烟尘，但不能去除烟气中的有害物质。另外干法除尘器没有废水产生，故不致因废水造成二次污染，也不需要废水处理系统。

表 2.1-200　常用脉冲反吹式除尘器的型号、规格 及主要性能指标

型号特性	MC24	MC36	MC48	MC60	MC72	MC84	MC96	MC108	MC120
滤袋个数/个	24	36	48	60	72	84	96	108	120
过滤面积/m²	19.9	29.9	39.9	49.8	59.8	69.7	79.7	89.6	99.6
滤布尺寸（直径/mm）×（长/mm）	120×2 200								
阻力/kPa	1～1.2								
处理烟气量/m³·h⁻¹	2 388～4 776	3 588～7 176	4 776～9 552	5 976～11 952	7 176～14 352	8 364～16 728	9 564～19 182	10 752～21 504	11 952
过滤速度/m·min⁻¹	2～4								

续表 2.1-200

型号特性		MC24	MC36	MC48	MC60	MC72	MC84	MC96	MC108	MC120
除尘效率/%		99~99.5								
脉冲效率/%		0.1~0.2								
脉冲周期/s		60								
压缩空气消耗量/$m^3 \cdot min^{-1}$		0.084	0.126	0.168	0.210	0.252	0.294	0.336	0.378	0.42
外形尺寸	长/mm	1 030	1 390	1 750	2 110	2 470	2 830	3 190	3 550	3 910
	宽/mm	1 520								
	高/mm	3 990								

2）湿法除尘器

①湿法除尘原理　湿法除尘器是利用水与冲天炉烟气作相对运动时，烟气中的烟尘和有害气体分子与水接触所发生的惯性碰撞、阻拦、扩散溶解以及水分子的凝聚作用，使烟气中的烟尘相互结合（指烟尘颗粒与水之间或颗粒与颗粒之间）逐渐形成较大的粒子而被捕集，同时使得烟气中的有害气体溶入到水中而被排除。

②湿法除尘器的类型　冲天炉常用的湿法除尘的种类和主要特性见表 2.1-201。

表 2.1-201　常用湿法除尘的种类和主要特性

特性结构形式	气流速度/$m \cdot s^{-1}$	压力损失/kPa	用水量/$L \cdot m^{-3}$	最小捕集直径/μm	结构特点	动力消耗	除尘效率/%	适用范围
喷淋塔	0.5~2	0.005~0.05	0.05~1.1	3~5	简单庞大	小（无）	94.5	中小型冲天炉
低压文式管	30~100	0.5	0.3~2.0	0.1~0.3	简单、大	中	97.7	中型冲天炉
高压文式管	70~150	>0.8	0.3~2.0	0.1~0.3	简单、大	大	99.9	要求高的冲天炉
离心式洗涤机	60~90	增压 0.05~0.15	0.7~2.0	1.0~0.5	简单、小	大	99.0	要求高的冲天炉

目前国内在冲天炉烟气除尘系统中，只有喷淋塔在冲天炉上得到推广应用，其结构见图 2.1-240。其除尘净化效率见表 2.1-202。在小型冲天炉上还有采用简单结构的喷淋塔，其结构见图 2.1-241。喷淋塔除尘器结构简单。安装在冲天炉烟囱顶部，故不需另占空间；损力小，不需消耗动力；但除尘效率不高，只适用于中小型冲天炉。

表 2.1-202　喷淋塔除尘净化效率

指标 效果	含尘量/$mg \cdot m^{-3}$		$SO_2/kg \cdot h^{-1}$		$HF/kg \cdot h^{-1}$	
	实测值	排放标准	实测值	排放标准	实测值	排放标准
除尘前	3 500~16 500	200	0.4~45	52	1.8~4.3	1.8
除尘后	180~226		0.1~0.8		0.3~0.8	
效率/%	94~97		80~95		87~97	

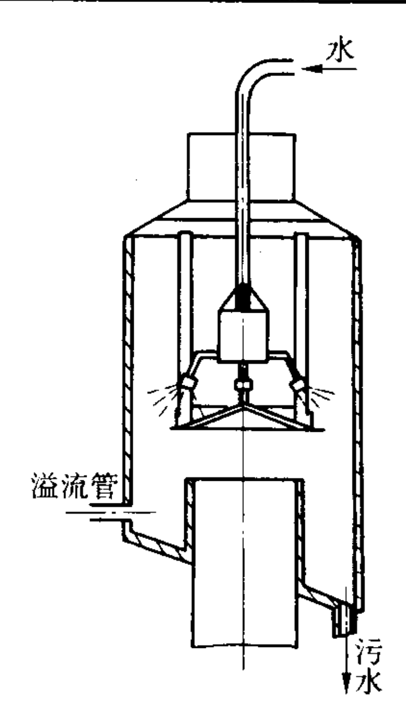


图 2.1-240　喷淋塔结构示意图

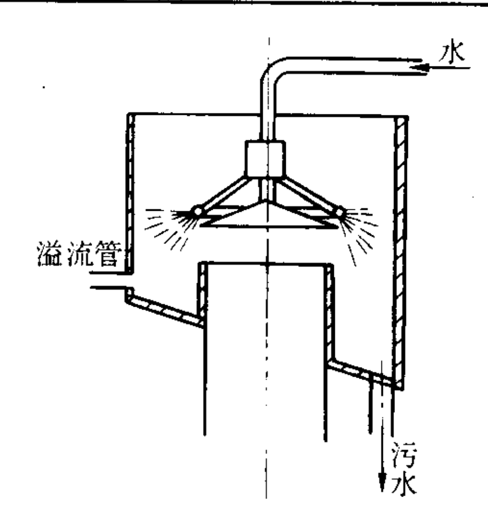


图 2.1-241　简单喷淋塔结构示意图

文式管除尘器是以风机为动力，将烟气以高速气流通过喉管，并在此处喷水，高速气流使水形成小滴，在与烟气接触时，烟尘碰撞并吸附在其表面而被捕集。它的性能决定于喉管处烟气的流速，流速越高则除尘效率越好，阻力损失也越大，消耗的能量也越高，因此有高压、低压文式管之分。

无论哪种除尘器，为了保证除尘器工作稳定、可靠，还必须配有其他装置。

除尘器的结构形式多种多样，其性能相差较大，因此在选择时必须考虑技术要求、经济性、可靠性以及气象水文条件等因素。

3）典型的冲天炉除尘净化系统　根据目前国内外使用情况，几种典型的冲天炉除尘净化系统如下：

① 喷淋塔除尘系统　烟囱顶部安装喷淋塔除尘器，利用烟囱形成的抽力，使烟气通过除尘器，经除尘后排放到大气中去。这种系统结构简单，不占车间面积，除尘时效果较好，基本上可达到排放标准，而且不消耗动力，能去除烟气中的大部分有害物质。缺点是系统是湿法除尘，需消耗水，而且产生的废水必须处理，否则会造成二次污染，设备易腐蚀、损坏，经常性的维护工作量较大。适用于中小型冲天炉，在国内应用较广。

② 布袋除尘系统　布袋除尘系统是由抽气装置、初步除尘装置、温度控制调节装置、布袋除尘器、抽风机等组成。烟气由加料口下部抽出，经喷淋塔（或其他冷却炉气的装置）将炉气冷却并初步除尘去除颗粒烟尘。而后，烟气经过去水装置后进入抽风机，将烟气送入布袋除尘除去细粒烟尘，以洁净的气体排放至大气。温度控制装置设在抽风机的前后烟道上，以控制进入风机和布袋除尘器的烟气温度。其结构示意图见图2.1-242。这种系统的除尘效果好、运行有保证，但投资多、结构复杂、占地面积大并有少量废水产生。适用于大型冲天炉净化要求高的场合。

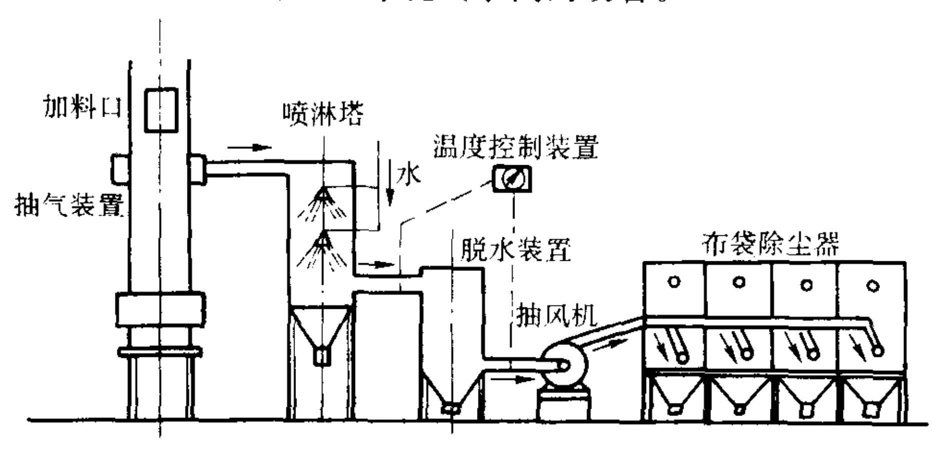


图2.1-242　布袋除尘系统示意图

③ 文式管除尘系统　文式管除尘系统是由抽气装置、初步除尘装置、文式管除尘器、脱水装置、抽风机等组成。炉气由加料口以下抽出，经初步除尘（可以是旋风除尘也可以是喷淋塔除尘）后进入文式管除尘器进行除尘净化后，再经脱水装置去除烟气中的水雾，由抽风机排至大气。其结构示意图见2.1-243。这种系统的除尘效果好、结构较简单、维修工作量少、工作稳定、可靠，但产生的废水量大、动力消耗大。故适用于大型冲天炉对污染控制严格的场合。若将文式管除尘器改换成离心式除尘器，则构成了离心式除尘器除尘系统。

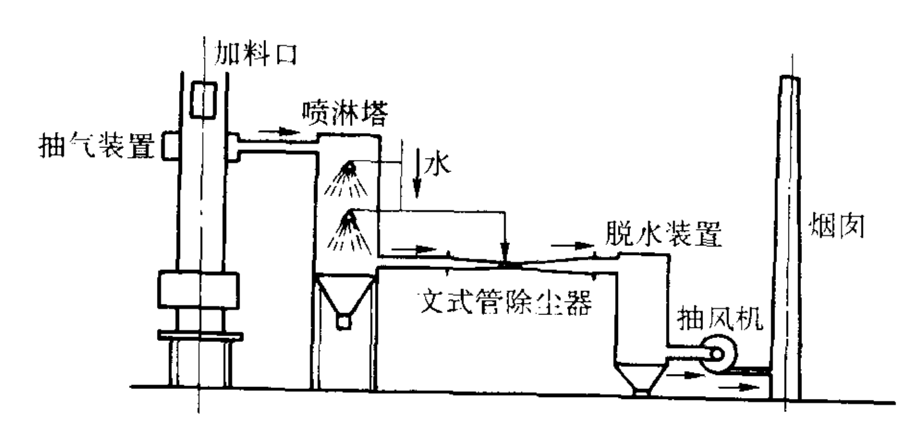


图2.1-243　文式管除尘系统示意图

4）废水处理　在冲天炉烟气除尘净化过程中，往往产生大量的废水，这些废水内含有很多烟尘颗粒和溶解的有害物质，如不加处理就排放会对环境造成污染，通常称为二次污染。这种二次污染往往不易为人们所注意，而且根治又比较困难。因此对烟气除尘净化过程中产生的废水必须进行处理，达到循环使用或对外排放的要求。其处理原理及方法有：

① 用中和法降低废水中的pH值。冲天炉废水中的pH值超标，其主要原因是在除尘净化过程中，烟气中的SO_2、HF和CO_2溶入水中，生成亚硫酸（H_2SO_3）、氢氟酸（HF）及碳酸（H_2CO_3），为了降低废水中的pH值，必须加入碱性物质，如NaOH、Na_2CO_3或Ca（OH）$_2$等，使它们与酸性物质中和，从而达到降低pH值的目的。其反应如下：

$$H_2SO_3 + Ca(OH)_2 \longrightarrow CaSO_3\downarrow + 2H_2O$$
$$H_2CO_3 + Ca(OH)_2 \longrightarrow CaCO_3\downarrow + 2H_2O$$
$$2HF + Ca(OH)_2 \longrightarrow CaF_2\downarrow + 2H_2O$$
$$H_2CO_3 + Ca(OH)_2 \longrightarrow CaCO_3\downarrow + 2H_2O$$
$$H_2SiF_6 + Ca(OH)_2 \longrightarrow CaSiF_4\downarrow + 2H_2O$$

从上述反应式中可以看到，反应的产物若能从废水中排除，既可以降低pH值，又可降低废水中硫化物、氟化物的含量，以解决两项指标超过排放标准的问题。生产实践证明，用焊接生产中的废物——电石渣（其主要成分是$Ca(OH)_2$，其质量分数在31%左右）作中和剂加入废水中，由于电石渣中含有一定量的FeO，当废水的pH值达到或超过8时，它与水中的"OH"根作用生成$Fe(OH)_3$由于它有一定的凝聚作用，通过它将上述的中和反应产物聚集成更大的矾花，从而增加其沉降速度，便于去除。因此，国内冲天炉废水处理时多用电石渣作中和剂，这样既可以处理废水，又处理了乙炔使用中产生的废物——电石渣，达到"以废治废"的综合治理效果。

②用物理法去除废水中的悬浮物、沉淀物以及固体颗粒。废水中的悬浮物和细颗粒沉淀物可采用物理方法加速沉淀，如用斜倾管沉淀池沉淀，也可用过滤层进行过滤，还可以在废水中加入促凝剂使其尽快沉淀。

7.5　感应电炉熔炼

感应电炉是利用交流电感应的作用使坩锅内金属炉料本身发出热量而熔化、过热的一种熔炼方法。感应电炉根据所使用的电源频率的不同可分为工频（50 Hz）、中频（50～10 000 Hz）和高频（＞10 000 Hz）。此外，根据感应电炉的结构特点又可分为无芯和有芯两大类。本节主要介绍感应电炉熔炼铸铁的冶金特点、操作及控制要点等。

7.5.1　感应电炉熔炼的特点

由于感应电炉在熔炼过程中不是依靠燃料的燃烧而放出热量，因此在熔炼过程中没有金属液与燃料的接触，从而在熔炼过程中表现出与前述冲天炉熔炼有很大的区别，这也是造成铁液质量与冲天炉熔炼不同的根本。

（1）铁液成分的变化特点

1）碳硅含量的变化　感应电炉熔炼铸铁一般使用酸性炉衬，当铁液温度超过C－Si－O的平衡临界温度时，炉衬中的SiO_2将被铁液中的碳还原，使铁液脱碳增硅，从而使碳当量减少，炉衬侵蚀加剧。实践表明，当铁液温度达到1 450℃上时，就可能出现上述现象。温度越高，保温时间越长，铁液脱碳增硅越严重。所以感应电炉熔炼球墨铸铁时，炉衬侵蚀较严重。

2）锰的变化　酸性感应电炉熔炼中，锰一般是烧损的，但烧损量不大，约为铁液中锰质量分数的5%左右。

3）磷、硫含量的变化　磷、硫在酸性感应电炉熔炼中一般没有变化，但如果加入脱硫剂脱硫，可将铁液含硫的质量分数降至（质量分数）0.01%以下。

此外，炉内补加的合金元素一般烧损也较小。所以，感应电炉熔炼铁液的化学成分能够较精确地达到规定的要求，但由于炉渣不能感应发热，渣温较低，故感应电炉熔炼过程中的冶金性能较差。

（2）铁液质量

1）温度成分均匀 由于感应电炉熔炼时会产生强烈的电磁搅拌现象，使得铁液的成分和温度都比较均匀。但铁液中的杂质不易上浮去除，因而要求炉料要尽量洁净。

2）铁液的白口倾向大 与冲天炉相比，感应电炉熔炼的铁液白口倾向大，易于产生过冷石墨，使得铸铁的强度与硬度较高。产生这种现象的原因，主要是电炉熔炼铁液对石墨的形核率较低的缘故。

综上所述，用感应电炉熔炼铸铁，可以准确地控制和调节铁液的成分和温度，易于获得高纯度的低硫铁液，元素烧损少。近二十年来，感应电炉熔炼铸铁发展十分迅速，越来越多的中小型铸造厂开始将中频感应电炉用于铸铁的熔炼，而工频感应电炉则主要用于与冲天炉配合进行双联熔炼。

7.5.2 无芯感应电炉熔炼

（1）无芯感应电炉的选用

无芯感应电炉就像一个空气芯变压器，并根据电磁感应原理工作，坩埚外的感应器线圈相当于变压器的一次侧绕组，坩埚内的金属炉料相当于二次侧绕组，当感应线圈通以交变电流时，则因交变磁场的作用使短路连接的金属炉料加热熔化，由于这种装置的漏磁大，功率因数低，所以要装大容量多相电容器作无功补偿。有关无芯感应电炉的基本构造见本篇电炉炼钢中的相关内容。

电流的感应效应包括三个方面：

1）表面效应 主要表现在金属炉料本身，其特征是感应电流密度绝大部分集中于金属炉料表面。

2）圆环效应 主要表现在感应器本身，其特征是当交流电通过环状线圈时，最大电流密度出现在线圈导体的内侧。

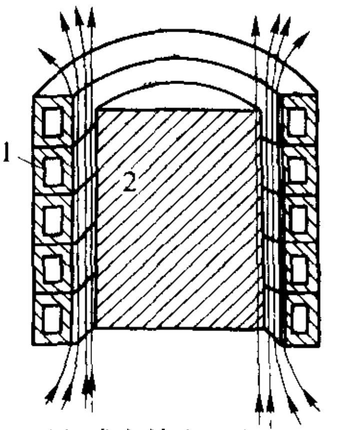
3）邻近效应 主要表现在感应器和金属炉料间，其特征是在互相影响下感应器和金属炉料中的电流要作重新分布。

但这三种效应的综合效应，体现在感应器和金属炉料中的电流密度分布上，见图 2.1-244。

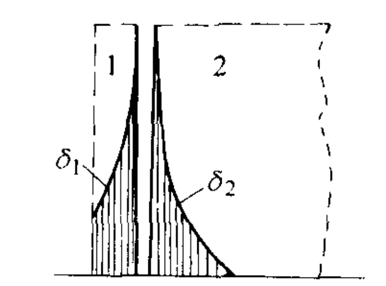
电流透入深度 δ 是指电流密度减少到表面电流密度的 $1/e$（≈ 0.368）时距离表面的距离。在深度等于 δ 的表面层范围内的能量为全部能量的 86.5%。

在无芯感应电炉内，被熔化金属由于受到电磁力作用产生强烈搅拌，其运动方向和驼峰高度见图 2.1-245。

在熔炼时，电磁搅拌作用有助于炉料和合金元素的迅速熔化、化学成分和温度均匀，也有利于脱氧、脱气、去除夹杂物等。但由于电磁搅拌作用，使金属液面出现驼峰，过高的驼峰和剧烈运动易使金属氧化和炉衬侵蚀增加。



(a) 感应效应示意图

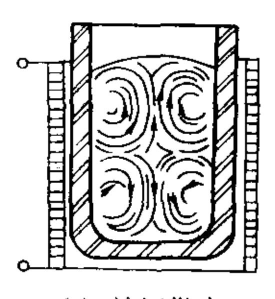


(b) 感应器与金属炉料中的电流密度分布

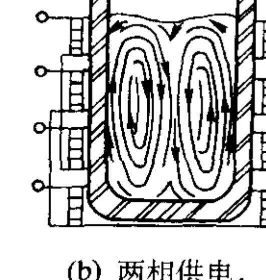
图 2.1-244 感应器与金属炉料中的电流密度分布

1—感应器；2—金属炉料

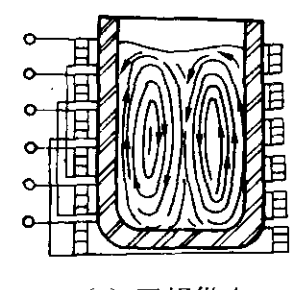
δ_1 与 δ_2 分别为感应器与金属炉料的电流透入深度



(a) 单相供电，两段四区搅拌



(b) 两相供电，整体搅拌



(c) 三相供电，整体搅拌

图 2.1-245 无芯感应电炉内金属液的运动方向和驼峰

在选用感应电炉时，炉子容量 G_L 通常根据需要熔化的铁液量或需浇注的最大铸件重量而定，前者可按下式估算：

$$G_L = A_L (t_L + t_b) / (8bcm)$$

式中，A_L 为每年需要熔化的铁液重量，t/a；t_L 为每炉实际熔化所需时间，h，可参考表 2.1-203 选取；t_b 为每炉辅助时间，包括装料等，一般取 0.15～0.5 h；8 为每班工作时数，h；b 为每年工作日，d；c 为每天工作班数；m 为同时熔化时采用的炉子台数。

国内用于熔炼和保温的无芯感应电炉产品系列规格见表 2.1-204～表 2.1-206。

表 2.1-203 感应电炉容量与每炉实际熔化时间

炉子容量/t		<0.5	0.5～1	1～5	5～10	10～30
实际熔化时间/h	工频	—	1.5～1.8	1.8～2.0	2.0～2.4	2.4～2.6
	中频	0.4～1.2	1.2～1.3	1.3～1.7	—	—

表 2.1-204 国内用于熔炼的中频无芯感应电炉产品系列规格

名 称	GW-0.15T	GW-0.25T	GW-0.5T	GW-1T	GW-1.5T	GW-2T	GW-3T	GW-5T	GW-6T	GW-7T
额定功率/kW	150	250	400	800	1 200	1 500	2 000	3 000	3 500	4 000
进线电压/V	380	380	380	380～660	380～660	380～660	580～660	580～660	660	660
熔化率/t·h⁻¹	0.15	0.25	0.5	1	1.5	2	3	5	6	7
耗水量/t·h⁻¹	5	7	10	18	22	28	35	45	50	55
耗电量/kW·h⁻¹	780	760	720	650～620	630～600	610～590	600～580	600～580	600～580	600～580
额定电压/V	750	750	1 400	1 400～2 500	1 400～2 500	1 400～2 500	2 300～2 500	2 300～2 500	2 500	2 500
额定容量/t	0.15	0.25	0.5	1	1.5	2	3	5	6	7
额定温度/℃	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600

表 2.1-205 国内工频无芯感应电炉产品系列规格

主要参数 型号	额定容量 /t	额定功率 /kW	变压器容量/kVA	额定电压 /V	工作温度 /℃	1 450℃ 熔化率 /t·h	1 450℃ 电耗 /kWh·t^{-1}	升温1 000℃ 升温能力 /t·h^{-1}	升温1 000℃ 电耗 /kWh·t^{-1}	冷却水流量/m^3·h^{-1}
GW-0.75-270	0.75	270	400	500	1 450	0.39	685	5.33	51	6
GW-1-360	1	360	500	500	1 450	0.55	650	7.23	50	7.2
GW-1.5-500	1.5	500	630	750	1 450	0.82	607	11.14	45	9.5
GW-3-800	3	800	1 000	1 000	1 450	1.39	575	18.80	42.5	14.2
GW-3-480	3	480	630	—	1 450	—	—	10.67	45	—
GW-5-1300	5	1 300	1 600	1 000	1 450	2.40	542	32.40	40.2	20.5
GW-5-520	5	520	630	—	1 450	—	—	11.15	45.2	—
GW-7-1580	7	1 580	2 000	2 000	1 450	2.92	541	39.50	40	24.8
GW-7-780	7	780	1 000	—	1 450	—	—	18.10	43.2	—
GW-10-2500	10	2 500	3 150	2 000	1 450	4.78	524	64.61	38.7	—
GW-10-800	10	800	1 000	—	1 450	—	—	18.50	43.5	—
W-15-3000	15	3 000	4 000	2 000	1 450	5.84	514	78.91	38	—
GW-15-1 100	15	1 100	1 600	—	1 450	—	—	26.32	42	—
GW-20-3900	20	3 900	5 000	3 000	1 450	7.70	507	104	37.5	—
GW-20-1670	20	1 670	2 000	—	1 450	—	—	33	41.2	—
GW-25-4900	25	4 900	6 300	3 000	1 450	9.76	502	132	37.2	—
GW-25-1670	25	1 670	2 000	—	1 450	—	—	40	41	—
GW-30-6000	30	6 000	8 000	3 000	1 450	12.0	497	163	36.8	—
GW-30-1670	30	1 670	2 000	—	1 450	—	—	40	41	—

表 2.1-206 国内用于保温的中频无芯感应电炉产品系列规格

名 称	GWBZ3 350/0.8	GWBZ5 550/0.6	GWBZ7 750/0.5	GWBZ10 1000/0.5	GWBZ10 1000/0.5	GWBZ15 1500/0.3	GWBZ20 2000/0.3
额定容量/t	3	5	7	10	10	15	20
额定功率/kW	350	550	750	1 000	1 000	1 500	2 000
进线电压/V	380	380	380	380	660	660	660
电源频率/Hz	50	50	50	50	50	50	50
电源相数	3	3	3	3	3	3	3
额定温度/℃	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600	1 600
升温能力/t·h^{-1}	7.2	12.8	17.6	24	24.5	36	47
输出频率/Hz	200~600	200~600	100~500	100~500	100~500	100~300	100~300
炉体电压/V	1 500	1 500	1 500	1 500	2 500	2 500	2 500
电耗/kW·h^{-1}	49	44	43	42	40	39	38
水耗/t·h^{-1}	9	12	15	21	20	28	36

注：1. 上述三表内容摘自相关产品目录。
2. 升温能力是指电炉使炉内铁液温度升高100℃的能力。

(2) 无芯感应电炉熔炼的操作与控制

1) 坩埚修筑与烧结 坩埚修筑分大修和中修两种。当剩余的炉衬仍较牢固，且绝缘层和绝热层仍然完好时，可进行中修。如果在拆除部分炉衬后，剩余的炉衬很松或绝缘层和绝热层已被破坏，则此时应拆除全部炉衬和绝缘层、绝热层进行大修。

修筑坩埚用耐火材料一般采用纯度较高的硅砂，熔炼合金铸铁和球墨铸铁时，常用高铝质和镁质耐火材料，见表2.1-207~表2.1-209。

坩锅在修筑时不仅应具有一定的尺寸和强度，而且外表面应光洁，不能有裂纹、气眼、缩孔等缺陷。修筑坩埚用模具见表2.1-210。酸性坩埚在熔炼时的侵蚀与结瘤情况如图2.1-246所示。

修筑坩埚的操作要点见表2.1-211和表2.1-212。

表 2.1-207　修筑坩埚用耐火材料

使用位置	种类		化学成分（质量分数）/%	备　注
熔炼部位	酸性	硅质炉衬 电熔石英质炉衬 锆石质炉衬	$SiO_2>98$；$Al_2O_3<0.2$；$Fe_2O_3<0.5$ $SiO_2>99$；$Fe_2O_3<0.5$ $ZrO_2=20\sim60$；$SiO_2=30\sim70$	主要用于灰铸铁和可锻铸铁
	中性	高铝质炉衬 多铝红柱石质炉衬	$Al_2O_3>85$；$SiO_2<15$ $Al_2O_3=70\sim80$；$SiO_2=20\sim30$	主要用于合金铸铁和球墨铸铁
	碱性	镁质炉衬 尖晶石镁质炉衬 尖晶石镁质炉衬	$MgO>85$；$Al_2O_3<10$；$Fe_2O_3SIO_2=<0.5$ $MgO=70\sim80$；$Al_2O_3=20\sim30$ $MgO>75$；$Al_2O_3<25$	
感应线圈保护部位	矾土水泥 硅质水泥		$Al_2O_3>90$；$SiO_2<10$ $SiO_2>83$；$Al_2O_3<10$	
炉口部位	石墨膏 铸造烟灰泥		$C=15\sim20$；$SiO_2=70\sim80$；$Al_2O_3=5\sim10$ $Al_2O_3>70$；$SiO_2<30$；$CaO<5$	

表 2.1-208　硅砂坩锅材料配比实例

序号	硅砂（质量分数）/%					黏结剂（质量分数）/%			备　注
	6~12 号筛	12~20 号筛	20~40 号筛	40~140 号筛	140 号筛以上	硼酸（工业用）	水	水玻璃	
1	30	40	—	10	20	1.5 1.8	— —	— —	主要用于炉底和炉壁 主要用于炉口
2	38	12	—	35	15	1.8 2~2.4	— —	— —	主要用于炉底和炉壁 主要用于炉口
3	15	8	15	24	38	3.0	1~1.5	— 4~5	主要用于炉底和炉壁 主要用于炉口

表 2.1-209　镁质坩埚材料配比实例

序号	电炉容量/kg	坩埚材料组成（质量分数）/%		粒度组成（质量分数）/%			
		一等镁砂	电熔镁砂	5~20 mm	3~5 mm	1~3 mm	<1 mm
1	10~30	70~80	30~20	—	30	45	25
2	250~3 000	50~20	50~80	20	25	35	20

注：黏结剂加入量（均为质量分数），可用下面任一种：
1. 硼酸黏结剂：硼酸 1.3%~1.5%。
2. 水玻璃黏结剂：水玻璃 5%。
3. 水玻璃 + 硼酸黏结剂：硼酸 1% + 水玻璃 5%。
4. 黏土－硼酸黏结剂：硼酸 1.5%~1.8% + 黏土 1%~1.5%。

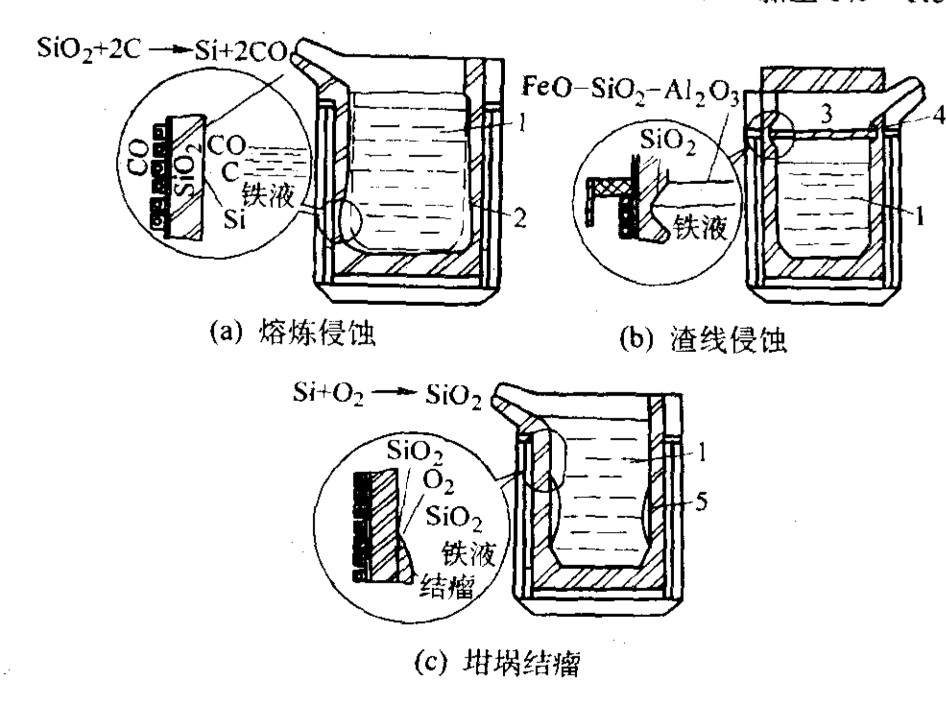


图 2.1-246　酸性坩埚侵蚀与结瘤情况示意图
1—铁液；2—坩埚侵蚀层；3—渣；4—渣线侵蚀；5—坩埚结瘤

坩埚烘烤和烧结时，通常采用“空炉低功率慢升温”的办法，将炉体缓慢地升温到钢坩埚模具即将软化时（约 1 100℃左右），然后投入第一炉炉料继续进行烧结。烘烤烧结时间可参见表 2.1-213 和图 2.1-247。

2）熔炼与操作　酸性无芯感应电炉熔炼时，元素的氧化反应较弱，烧损较小，通常烧损率为（均为质量分数）：C = 1%~7%、Si = 1%~10%、Mn = 1%~15%，硫磷则变化不大。外加合金元素的吸收率较高，见表 2.1-214。熔炼条件对元素行为的影响见表 2.1-215~表 2.1-218。

中频感应电炉的熔炼和操作可采用批料熔化法，即每次都可将金属液倒净，然后重新向炉内加满金属料，在不带剩余金属液的情况下开始熔化作业。

采用合理的电源与电炉的装置方案，可以充分利用电源装置的输出功率，最大限度地提高电装置的功率利用系数，满足熔炼作业的要求。常用的电源配置方案见有关文献。

工频感应电炉由于电源频率较低，不可能像中频感应电炉那样采用批料熔化法操作，其熔炼和操作步骤见表 2.1-219。

表 2.1-210 修筑坩埚用模具

模具名称	图 例	用 途
钢坩埚模	整体式 可拆式 3~8 3~8 4×φ10 4×φ10	主要用于新筑坩埚
钢圈	3~8 3~8	主要用于中修时形成坩埚内表面
起熔体		主要用于中修时形成坩埚炉底

注：使用前均需用砂布将外表面擦净，然后涂上煤油或柴油。

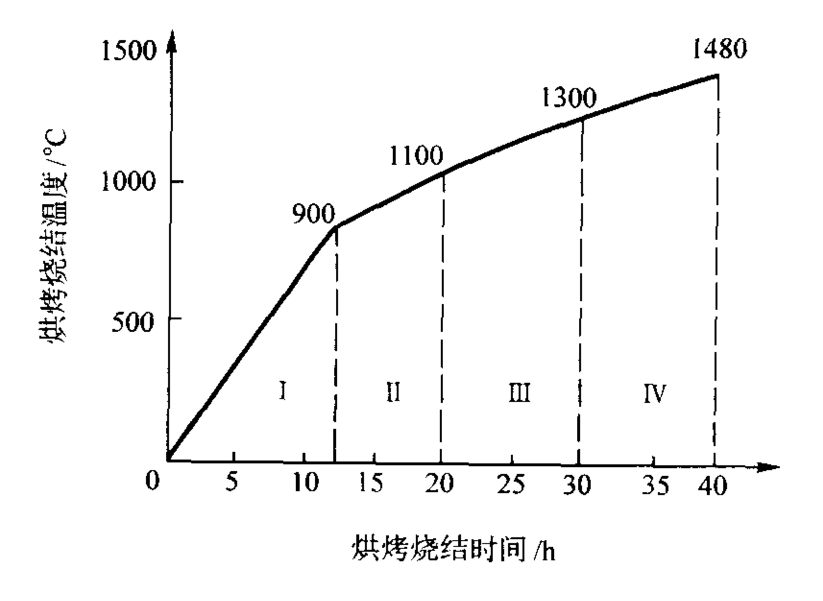


图 2.1-247 10 t 无芯工频感应电炉硅砂坩埚烘烤烧结规范实例

Ⅰ：室温加热至 900℃，时间 12 h，平均升温 1.3℃/min，目的是为了排除硅砂中的水分，并使部分硅砂进行转变

Ⅱ：由 900℃加热至 1 100℃，时间 8 h，平均升温 0.4℃/min，目的是使坩埚温度上下均匀

Ⅲ：由 1 100℃加热至 1 300℃，时间 10 h，平均升温 0.3℃/min，目的是使坩埚初步烧结

Ⅳ：由 1 300℃加热至 1 480℃，时间 10 h，平均升温 0.18℃/min，目的是使坩埚烧结到一定的厚度，具有相当的强度，能经受住铁液的搅拌和加料的冲击

为提高工频炉熔炼技术经济指标，需注意以下几个方面：

① 选择合适的炉子容量和功率，并进行功率因数补偿。

② 选择合适的绝热层厚度，并严格控制冷却水温度。

③ 采用剩余铁液熔炼，最佳炉中剩余铁液量约为炉子额定量的 50%左右效果最好。

④ 合理使用炉料，在炉料中加入质量分数为 40% ~ 50%的钢切边或钢铁屑时，电耗可显著降低。

⑤ 采用固体料加入液相中的方法（液 + 固）熔炼时，比液相加入固体料中（液 + 固）的电耗小。

⑥ 恰当地选择和控制铁液的过热温度，并在炉子多次出铁之间采取适当通电保温，不让铁液冷却后再通电加热。

⑦ 尽量组织连续熔炼，并缩短熔炼周期内因装料、扒渣、测温、取样、出铁、等待装料、等待出铁和处理炉料搭棚等所花费的停电时间。

⑧ 充分利用炉盖以避免不必要的散热，正常情况下炉子的开盖工作的时间不超过 10%。

7.5.3 有芯感应电炉熔炼

有芯感应电炉通常采用工频电源，并根据炉体的形状分为立式工频有芯感应电炉及卧式工频有芯感应电炉。

1）有芯感应电炉工作的基本原理 有芯感应电炉的加热原理与无芯感应电炉类似，它也像一个变压器，也是根据电磁感应原理工作（见图 2.1-248），只不过它有一个闭合的铁心，在铁心上安装的感应线圈相当于变压器的一次侧绕组，与芯柱同心放置的充满金属液的熔沟相当于二次侧绕组。当感应器线圈通交变电流时，则因交变磁场的作用使自成回路的熔沟里的金属液产生出强大的感应电流，使得金属炉料加热和熔化。

表 2.1-211　坩埚大修（或新修）时的操作要点

操作程序	主要内容	操作要点
1	在感应线圈内圆表面、胶木垫块以及轭铁内侧涂上绝缘漆	若有损坏，待修补好后涂有机漆或酚醛绝缘漆
2	在感应线圈内圆表面以及轭铁内侧、轭铁底部的耐火砖面上垫上隔热绝缘层	要尽量使各绝缘层不发生裂缝现象，以保证每层绝缘效果，若有裂缝应用同种材料垫补上。常见的隔热绝缘层的形式如下：
3	填筑坩埚底部	逐层用捣固平锤紧实，通常，第一层浮材料可铺 100 mm，以后每层都不宜超过 50 ~ 60 mm，最后应高出炉底 10 ~ 30 mm，再用平锤捣实后刮平，炉底应保持水平
4	安置钢坩埚模	在安置钢坩埚模时，使炉衬壁厚尽可能均匀，当钢坩埚模安置好后，可在其中放入一块起熔体，以把它压牢
5	填筑坩埚壁	填筑方法与填筑坩埚底部同
6	填筑炉口和炉嘴	先涂以适量水玻璃，然后填筑，并用小锤子打结实。通常，炉口、炉嘴应具有外高内低的斜面，以防金属液外溢

表 2.1-212　坩埚中修时的操作要点

操作程序	主要内容	操作要点
1	在原坩埚内表面上撒上适量硼酸水溶液	坩埚内表面清除干净，撒上硼酸水溶液
2	修补坩埚底部	填筑方法与填筑坩埚底部同
3	放入起熔体修补坩埚壁下部	修补方法和大修时基本相同
4	放置下钢圈修补坩埚壁中部	先将上、下两钢圈对好，同时吊入，将钢圈底脚搁在起熔体上，使其尽量位于中心，用粉笔在上、下两钢圈内表面接缝处画出定位记号，然后取出上钢圈，固定下钢圈，如下图所示，其修补方法与大修时基本相同
5	放置上钢圈修补坩埚壁上部	先把下钢圈的紧固绳子松开，取出木棒，并按原定位记号，把上钢圈套在下钢圈上面，用白泥把上、下两钢圈接缝封住，固定上钢圈。其修补方法与大修时基本相同
6	修补炉口和炉嘴	修补方法和大修时基本相同

表 2.1-213　硅砂坩锅烘烤烧结时间参考

炉子容量/t	0.15	0.5	1.5	3	5	10
烘烤时间/h	7 ~ 9	8 ~ 10	10 ~ 11	12 ~ 16	12 ~ 18	24 ~ 30
烧结时间/h	3 ~ 5	3 ~ 5	4 ~ 6	5 ~ 7	8 ~ 10	12 ~ 14

表 2.1-214　无芯感应电炉熔炼铸铁时外加合金元素的吸收率

元素	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	P
添加合金种类	硅铁	锰铁	铬铁	纯镍	纯铜	钼铁	磷铁
吸收率/%	100	80	75	100	100	80	70

表 2.1-215 铁液温度、供电频率对碳行为的影响

熔炼条件	铁液温度在 1 500℃以下	铁液温度在 1 500℃以上
铁液温度升高 供电频率增大	C吸收增加	C烧损减小

表 2.1-216 铁液温度对 Si 和 Mn 行为的影响

元　素	铁液温度	
	约 1 500℃以下	约 1 500℃以上
Si	Si 烧损	Si 增加
Mn	Mn 烧损	

表 2.1-217 炉衬材料对元素行为的影响

炉衬	铸铁化学元素（质量分数）/%				
	C	Si	Mn	P	S
酸性	3.56/3.13	2.35/2.13	0.28/0.26	0.04/0.04	0.05/0.05
中性	3.47/3.11	2.88/2.04	0.26/0.25	0.04/0.04	0.05/0.05

注：分子均为开始值，分母为最终值。

表 2.1-218 铁液等温保温时对元素行为的影响

等温保温温度/℃	铁液中硅的质量分数（1.8%～2.2%）		等温保温温度/℃	铁液中硅的质量分数（1.8%～2.2%）	
	C 烧损/$10^{-2}h^{-1}$	Si 增加/$10^{-2}h^{-1}$		C 烧损/$10^{-2}h^{-1}$	Si 增加/$10^{-2}h^{-1}$
1 350	—	—	1 550	0.30	0.11
1 450	0.07	—	1 600	0.40	0.19
1 500	0.18	0.07			

表 2.1-219 工频感应电炉熔炼操作步骤和要点

熔炼程序	主要内容	操作要点
1	加起熔体	如果是冷炉或炉内没留铁液时应先加入起熔体，以加快熔化速度。通常起熔体是整块状的，也可用几块较大的铁料进行代替。如果起熔体的尺寸较小，则可将它靠近炉壁放置，否则熔化速度会大大减慢
2	加炉料	为加快熔化速度和减少损耗，通常熔点较低、元素烧损较小的炉料先加，熔点较高、元素烧损较大的炉料后加，铁合金应最后加入。加料时需特别注意冷湿炉料和镀锌炉料要加在其它炉料上面，让其慢慢进入铁液中，以避免铁液飞溅
3	通电熔化	炉料加入后即可通低电压进行预热，然后再改用高电压送电，以使起熔体和炉料自下而上地慢慢加热和熔化。在熔化过程中应经常观察坩锅的侵蚀情况和炉子功率表，若有漏炉危险时，应立即停止熔化
4	炉前质量控制	分析化学成分，观察三角试块断面，测定铁液温度及观察气体及炉渣情况等
5	出炉	出炉时，应根据下一炉的情况而决定炉内留或不留铁液。如材质不变或类似，应留部分铁液。熔炼结束后炉内一般不宜留下铁液以防炉子上下温差较大，坩埚容易产生裂纹

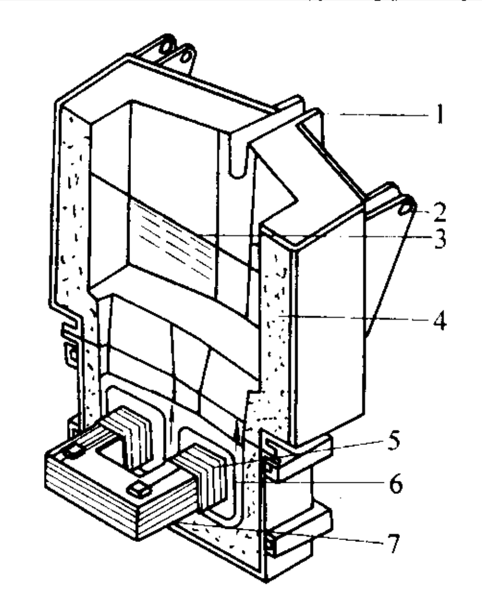
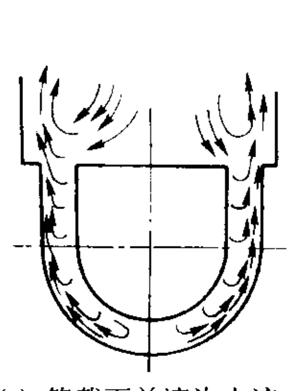


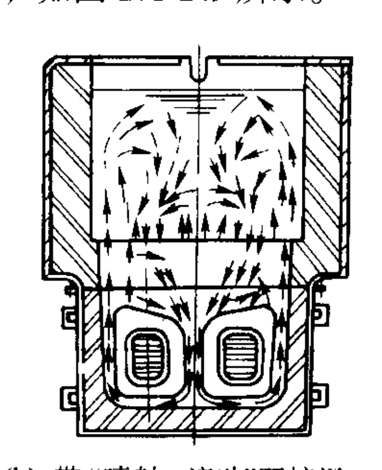
图 2.1-248 有芯感应电炉加热原理示意图

1—出铁口；2—倾转轴；3—铁液面；4—炉壁；5——一次侧线圈；6—二次侧线圈；7—铁心

电炉熔沟中的液态金属，一方面会由于熔沟中大电流所产生的磁场的相互作用而出现电磁压缩效应，压缩力的方向是从表面指向熔沟轴线；另一方面由于熔沟中的电流和感应器中的电流方向相反而产生电动效应，电动力的方向是沿着熔沟半径的方向向外。由于在熔沟与感应器之间漏磁场较弱，电动力比压缩力小几倍。上述两种力对熔沟中的液态金属的作用结果使得处于熔沟内侧液态金属被排斥到熔沟外壁并沿着外壁被压入熔池，而熔池中的液体又沿着熔沟内壁进入熔沟。从而不断进行新的循环，如图 2.1-249 所示。



(a) 等截面单溶沟中液态金属运动状态



(b) 带"喷射 - 流动"双熔汉中液态金属流动状态

图 2.1-249 有芯感应电炉熔沟中液态金属运动状态示意图

2）有芯感应电炉结构及其参数选择　有芯感应电炉由炉体、炉盖、炉架、倾炉机构、水冷系统、感应器以及电气设备等组成。炉体结构见图 2.1-250。表 12-220 为国内有芯感应电炉系列产品规格。

3）有芯感应电炉熔炼的操作与控制　筑炉和烘烤修筑熔沟的模具见图 2.1-251。修筑熔沟时可采用硅砂、镁砂或刚玉等耐火材料；修筑熔池时多用硅藻土绝热砖、高铝砖或黏土砖内衬，其表面常捣结一层硅砂、镁砂或刚玉砂等耐火材料，或用其他耐火混凝土进行浇灌，其配比见表 2.1-221 ~ 表 2.1-225 所示。

浇灌耐热混凝土的施工工艺要点和修筑炉的操作要点分别见表 2.1-226 和表 2.1-227。

烘炉时应缓慢而均匀地加热，输入功率应该平稳地调节。

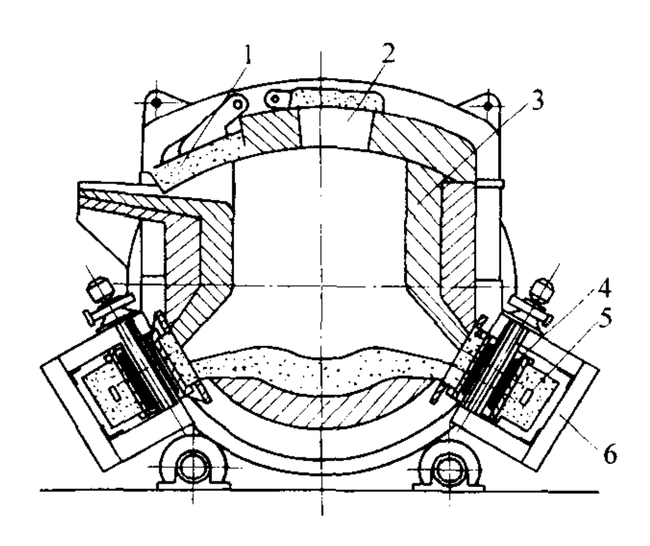
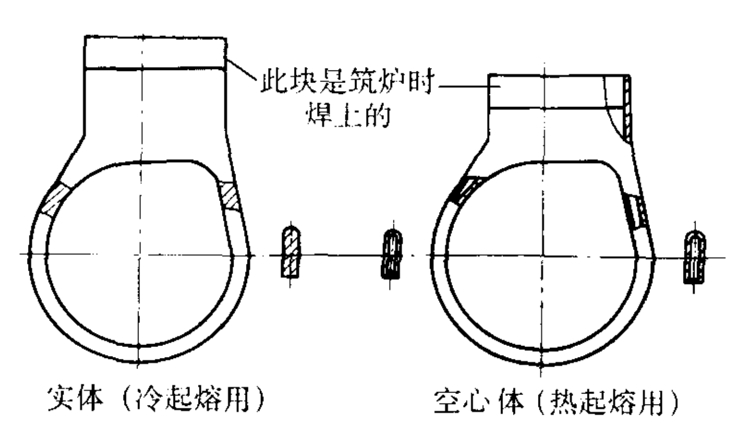


图 2.1-250　有芯感应电炉炉体结构示意图
1—工作门；2—加料口；3—炉体；4—感应器；5—熔沟槽；6—铁心

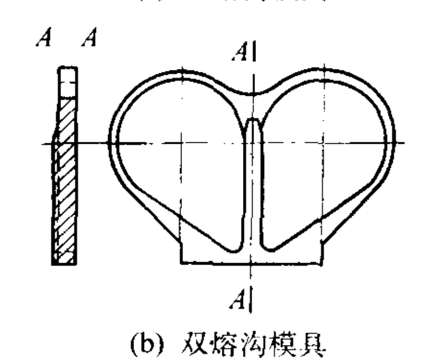
表 2.1-220　国内有芯感应电炉系列产品规格

主要参数 型号	结构形式	容量/t		功率（额定/保温）/kW	电压/V	工作温度/℃	每吨铁子时电耗/kW	生产率①/t·h⁻¹	主变压器容量/kV·A	烘炉变压器容量/kV·A	电抗器容量/kV·A	冷却水流量/t·h⁻¹
		有效容量	最大容量									
GY - 5250	立式	3	4.2	250/40	344/137	1 450	50	5（150℃）	300	30/20	200	5.5
GY - 15 - 600	立式	15	21	600/176	380/205	1 500	57.6	10（150℃）	1 000	50	—	6
GY - 30 - 1100	卧式	30	40	1 100/295	365/190	1 500	70	15.2（200℃）	2 000	400	—	10
GY - 45 - 700	立式	45	64	700/280	740/470	1 500	64	10.9（200℃）	1 000	100	500	6

① 括号内数字为过热温度。



(a) 单熔沟模具



(b) 双熔沟模具

图 2.1-251　修筑熔沟用模具示意图

有芯感应电炉在熔炼时，由于金属液基本上与外界隔绝，因此元素的氧化反应更弱，烧损更少。通常元素的烧损率为（质量分数,%）：C = 1 ~ 5；Si = 1 ~ 8；Mn = 1 ~ 12。外加合金元素的吸收率也较高。

由于有芯感应电炉熔炼时通过首先加热熔沟内的金属，在通过循环来达到加热整个金属液的目的，因此，熔沟内金属液的温度通常要比熔池内金属液的温度高 100 ~ 200℃。合理的熔沟截面壳使这一温差减小。

有芯感应电炉的起熔方式有两种，一种使热起熔，另一种使冷起熔。当采用冷起熔时，烘炉和熔炼过程是有机地联系在一起的，其熔炼操作程序见表 2.1-228。

无芯感应电炉在熔炼过程中应密切注意熔沟部位的侵蚀和阻塞状况，因为它在很大程度上决定了无芯感应电炉的使用寿命。通常熔沟的侵蚀和阻塞状况可通过熔炼过程中电阻和电抗的变化来判断。

7.6　双联熔炼

由于各种熔炼方式的特点，对铁液质量要求的不断提高以及各种生产组织的需求，在一些大型铸造企业往往采用双联熔炼的方式来获取铁液。

表 2.1-221　硅砂捣结材料配比实例

序　号	硅砂（质量分数）/%			硼酸（工业用）（质量分数）/%	水（质量分数）/%	备　注
	20 ~ 40 筛号	40 ~ 70 筛号	140 筛号以上			
1	20	40	40	3 ~ 4	3 ~ 4	修筑熔池用
	—	40	60	3 ~ 4	3 ~ 4	修筑熔沟用
2	30	30	40	2 ~ 2.5	2 ~ 3	修筑熔沟、熔池用
3	40	—	60	1.8	—	修筑熔沟、熔池用

表 2.1-222　修筑熔沟、熔池用高铝矾土捣结材料配比

序号	一级或二级高铝矾土熟料（质量分数）/%						60%体积分数的磷酸（质量分数）/%
	10~13 mm	5~10 mm	3~5 mm	1~3 mm	1~0.088 mm	<0.088 mm	
1	40	20	10	—	—	30	9
2	—	—	—	47.5	20	32.5	11（磷酸铝）
3	—	—	40	—	30	30	9

表 2.1-223　修筑熔沟、熔池用镁砂捣结材料配比实例（质量分数）　　%

序号	一等冶金镁砂（粒径）				卤水（密度 1.65 g/cm³）	沥青焦油	备注
	<1 mm	1~3 mm	3~4 mm	5~8 mm			
1	40	10	50		8~10	—	
2			40	60	—	10	修筑熔沟熔池用沥青焦油质量比： 　　沥青　焦油 夏天　40%　60% 冬天　25%　75%

表 2.1-224　修筑熔沟熔池用刚玉砂捣结材料配比实例（质量分数）　　%

刚　玉　砂				磷酸铝溶液（密度 1.5 g/cm³）	钛白粉
16 号筛	100 号筛	150 号筛	240 号筛		
34	19	24	23	4	2

表 2.1-225　浇灌熔沟、熔池用耐热混凝土浇灌材料配比实例（质量分数）　　%

序号	颗粒级别及成分						胶结剂（纯铝酸盐水泥）	外加 MF 减水剂	外加水量
	骨料/mm				掺合料/mm				
	5~10	1.6~5	0.2~1.6	成分	<0.088	成分			
1	—	40	24	电熔刚玉	20	氧化铝粉	16	0.15	7.5
2	15	30	25	烧结刚玉	14	一级铝矾土粉	16	0.15	7.5

表 2.1-226　浇灌耐热混凝土的施工工艺要点

操作程序	主要内容	施工工艺要点
1	原材料	配制的原材料应经严格筛选，去除铁质金属，严禁煤屑等杂质带入
2	配制	以表 2.1-225 耐热混凝土浇灌材料配比为例，按比例配制的骨料、粉料、纯铝酸盐水泥和减水剂，在快速搅拌机内干混 3~4 min 后，逐渐加水湿混 1 min。搅拌混制好的混凝土料必须在 15 mm 内用完
3	浇灌	浇灌时用插入式高频振动器振动，使气泡充分向上排出并振实，但应控制振动时间，避免产生粗细骨料分层现象
4	拆模	浇灌一天后才允许拆模。拆模后在 10~30℃室温下静放养护 7 天后方可进行烘炉

表 2.1-227　修筑炉的操作要点

操作程序	主 要 内 容	操 作 要 点
1	捣筑熔沟	捣筑熔沟有水平捣筑和垂直捣筑。水平捣筑时： 1）先在感应器下壳的中心，安置耐火套管 2）在感应器壳体底部及筒皮部分铺设一层 3~10 mm 的绝热石棉板 3）填入耐火材料，用捣固器捣实打结，但每次加入量不超过 50 mm 4）当打结至比熔沟高 60~80 mm 时，刨出沟槽，放置熔沟模（起熔体），并继续填入耐火材料捣实，直至高出上缘 20~30 mm 时为止 5）按上缘将高出的耐火材料刮平，并铺上一层 3~10 mm 的绝热石棉板，最后将感应器上盖盖上并紧固
2	安置磁轭并将感应器安装在炉体上	1）在捣筑好熔沟的感应器上安置磁扼。在安置磁扼时应在其上铺上一层 1 mm 的高压石棉板或 0.2 mm 的云母纸进行绝缘 2）将安置好磁扼的感应器安装到炉体上

续表 2.1-227

操作程序	主要内容	操作要点
3	砌筑炉体	1）在炉壳四周及底部，先铺上一层 3～10 mm 的绝热石棉板 2）砌筑炉底：第一层可用硅藻土绝热砖或黏土砖平砌，第二层可用高铝砖或镁砖与第一层交错 45°平砌，第三或第四层均与第二层一样，交错 90°平砌高铝砖或镁砖，砖缝不得大于 1.5 mm，而后用与捣筑熔沟同类型的耐火材料逐层打结，打结时要与熔沟、炉墙接触好 3）砌筑炉墙：在砌筑圆柱形炉墙时，可在铺有石棉板的炉壳上用纵侧楔形砖回转立砌一层或两层，然后放置胎具，用与捣筑熔沟同类型的耐火材料逐层打结
4	砌筑装料门、炉嘴及炉盖	—

表 2.1-228 有芯感应电炉的熔炼操作程序（冷起熔）

程序	主要内容	操作要点
1	分批加装铁料提高电压升温熔化	当喷口温度达 700～1 000℃时，熔沟内会有局部熔化状态，此时应注意调整感应器并加入第一批碎小铁料将喷口填满。当喷口温度到达 1 300～1 400℃时，可开始加入第二批碎小铁料 当第二批铁料熔化后，可逐次再装入适当块度的铁料。装入的铁料必须预热
2	加熔剂、除渣	在加每一次铁料前，均应扒渣，在熔炼过程中渣的厚度不宜超过 10～15 mm。出铁前，可用硅石、氟石做稀释剂，加入量可根据渣的情况而定
3	进行炉前质量控制	浇注前应调整铁液的化学成分，进行炉前控制和检验。如加入必要的合金元素、分析化学成分、观察三角试样断面、测定铁液温度、观察气体以及炉渣情况等
4	出铁液	出铁液时，应留一部分铁液在炉内，其高度约为熔池高度，即 100～400 mm。若需结束熔炼，则在采用停电不保温操作时，铁液表面应覆盖一层石墨粉，然后将炉盖和炉嘴封严。若熔炼结束，采用供电保温操作时，铁液保温温度约为 1 180～1 250℃，保温电压应使熔池中没有激烈的搅拌作用，通常，渣的厚度可为 15 mm 左右

7.6.1 双联熔炼的主要形式及特点

双联熔炼的主要形式有：冲天炉熔化＋感应电炉过热、保温或调整成分，也有直接从高炉获取铁液再通过感应电炉过热、保温或调整成分的方式。

双联熔炼的主要优点有：

1）能进行成分调整、合金化或脱硫，还能补偿运送和等待浇注过程中所造成的温度损失，因而可获得稳定的铁液成分和满足要求的铁液温度并有利于改善铁液质量。

2）能可靠地实现铁液的供求平衡，提高生产率和生产适应性，并可最大限度地发挥熔化炉的熔化能力。

3）可充分发挥炉子的热效率（冲天炉用于熔化和过热时的热效率分别约为 52%和 4%；而感应电炉由于熔化和过热的热效率均约为 18%，这样，如采用冲天炉和感应电炉的双联熔炼，前者主要用于熔化，后者用于过热铁液就大大地提高了炉子的热效率，节约能源）。

4）可回用冷铁液和浇注剩余地铁液，提高铁液的利用率。

7.6.2 双联熔炼炉的合理选配

通常，在大多数旧铸铁车间都配有冲天炉，在此基础上配以适当的保温炉或精练炉即可改造成双联熔炼。目前，新建铸造车间也常优先选用冲天炉作为双联熔炼的熔化炉，因为冲天炉熔化效率高、设备投资小、操作和维修方便，且占地面积小。在电力充足的情况下，如果金属炉料是以废料和切屑料为主，则选用无芯感应电炉作为双联熔炼的熔化炉最为有利。

双联熔炼炉容量的选配可参考表 2.1-229。

表 2.1-229 双联熔炼炉容量的选配

双联熔炼的工艺要求	炉容量之比	双联熔炼的工艺要求	炉容量之比
主要用于铁液的储存	（储存炉容量/熔化炉容量）＝4～6	主要用于过热	（过热炉容量/熔化炉容量）＝0.5～1.5
主要用于铁液的保温	（保温炉容量/熔化炉容量）＝1～3	主要用于精练	（精练炉容量/熔化炉容量）＝0.5～1.0

7.7 炉料及修炉材料

正确地选用炉料及修炉材料是获得优质铁液、延长炉龄、降低生产成本等的重要措施之一。也是保证正常生产、实现现代化生产管理的重要方面。

7.7.1 炉料

1）金属炉料　对金属炉料的主要技术要求见表 2.1-230，其规格见表 2.1-231～表 2.1-257。

表 2.1-230 对金属炉料的主要技术要求

<table>
<tr><th>金属炉料名称</th><th>使用目的</th><th>主要技术参数</th></tr>
<tr><td>新生铁</td><td>是灰铸铁、球墨铸铁、蠕墨铸铁和特种铸铁的最主要部分，约占配料重量的20%～100%</td><td>1）新生铁进厂时，应有质量证明书，注册生铁的牌号及化学成分等，并经过工厂取样化验核实
2）新生铁进厂后，必须根据其牌号、产地、批号分类堆放
3）新生铁在投炉前，铁块表面应洁净不黏附泥沙
4）新生铁在投入冲天炉时，铁块块度最大尺寸不得超过加料口炉径的1/3，铁块块度最大重量见下表：
<table>
<tr><td>冲天炉熔化率/$t \cdot h^{-1}$</td><td>2</td><td>3</td><td>5～7</td><td>10</td></tr>
<tr><td>铁块最大质量/kg</td><td><15</td><td><20</td><td><25</td><td><40</td></tr>
</table>
5）铁液牌号不同，选用新生铁牌号也应有所区别。对于低牌号灰铸铁，宜选用铸造生铁Z22、Z26、Z30；对于高牌号灰铸铁，宜选用铸造生铁Z14、Z18；对于球墨铸铁，宜选用球墨铸铁生铁Q10、Q12、Q16或炼钢生铁L04、L08、L10；对于合金铸铁，宜选用相应合金的生铁，如含P生铁、含Cu生铁、含V、Ti生铁等</td></tr>
<tr><td>废钢</td><td>主要用以调整原铁液的碳量，并改变生铁的遗传性。在高温热风冲天炉中可多用废钢代替新生铁，以降低成本</td><td>1）废钢表面不得有严重锈蚀和油污，夹带的泥沙必须清理干净
2）废钢要分类保管，成批的合金钢废料必须有成分化验单才能使用，一般应单独配料使用，不要和普通钢混在一起或使用。含W、Mo的高合金钢（如高速钢）最好不要用作冲天炉炉料
3）废钢中严禁混有弹壳、密封管头和其它易爆物品
4）废钢在投入冲天炉时，废钢块度最大尺寸不得超过加料口炉径的1/3，废钢块度最大重量不宜超过以下重量：
<table>
<tr><td>冲天炉熔化率/$t \cdot h^{-1}$</td><td>2</td><td>3</td><td>6～7</td><td>10</td></tr>
<tr><td>废钢最大质量/kg</td><td><5</td><td><6</td><td><10</td><td><15</td></tr>
</table>
5）钢屑应进行打包、压块或烧结，每块重量不得大于10 kg
6）灰铸铁中废钢加入量约为配料重量的0%～70%，加入量越多铁液中的含碳量就越低，铸铁件的力学性能就会高。球墨铸铁中的废钢加入量不宜过多，且废钢中不应含反球化元素以及容易产生偏析和碳化物的合金元素。可锻铸铁中的废钢加入量较大，一般质量分数为70%～95%，但废钢中铬等反石墨化元素的质量分数应小于0.6%</td></tr>
<tr><td>回炉铁料</td><td>从经济性考虑，回炉铁料（或废铁）加入越多，成本越低。但从质量考虑加入量不应超过70%</td><td>1）回炉铁应按不同牌号和成分分类堆放，不得混杂，特别不要将普通灰铸铁与特种铸铁的回炉料混杂在一起
2）回炉铁在使用前应清除表面黏砂及型腔内的砂芯等，力求洁净
3）回炉料在投入冲天炉时，料块的最大尺寸不得超过加料口炉径的1/3。回炉铁块度最大重量不宜超过以下重量：
<table>
<tr><td>冲天炉熔化率/$t \cdot h^{-1}$</td><td>2</td><td>3</td><td>5～7</td><td>10</td></tr>
<tr><td>铁块最大质量/kg</td><td><15</td><td><20</td><td><25</td><td><40</td></tr>
</table>
4）回炉料在配料中一般只占（质量分数）30%左右，并尽量不要超过70%</td></tr>
<tr><td>铁合金
（或纯金属等）</td><td>主要用以调整铸铁中的合金含量，提高铸件的有关性能</td><td>1）各类铁合金（或纯金属等）均应有质量证书，并注明其合金元素种类及含量等
2）铁合金（或纯金属等）在堆放时应避免受损、黏附泥沙和油污
3）铁合金（或纯金属等）在使用时，应破碎成规定的块度，炉后加入的块度（直径）一般为ϕ30～ϕ100 mm，炉前对孕育剂、球化剂的块度要求如下：
<table>
<tr><td>铁液量/kg</td><td><200</td><td>200～1 000</td><td>1 000～2 000</td><td>>2 000</td></tr>
<tr><td>块度（直径）/mm</td><td>2～5</td><td>5～10</td><td>10～15</td><td>10～20</td></tr>
</table></td></tr>
</table>

表 2.1-231 铸造用生铁（摘自 GB/T 718—1982）

<table>
<tr><td rowspan="2">铁号</td><td colspan="2">牌号</td><td>铸34</td><td>铸30</td><td>铸26</td><td>铸22</td><td>铸18</td><td>铸14</td></tr>
<tr><td colspan="2">代号</td><td>Z34</td><td>Z30</td><td>Z26</td><td>Z22</td><td>Z18</td><td>Z14</td></tr>
<tr><td rowspan="5">化学成分（质量分数）/%</td><td colspan="2">C</td><td colspan="6"><3.3</td></tr>
<tr><td colspan="2">Si</td><td>>3.2～3.60</td><td>>2.8～3.2</td><td>>2.4～2.8</td><td>>2.0～2.4</td><td>>1.6～2.0</td><td>>1.25～1.6</td></tr>
<tr><td rowspan="3">Mn</td><td>1组</td><td colspan="6"><0.50</td></tr>
<tr><td>2组</td><td colspan="6">>0.50～0.90</td></tr>
<tr><td>3组</td><td colspan="6">>0.90～1.30</td></tr>
</table>

续表 2.1-231

铁号	牌号		铸 34	铸 30	铸 26	铸 22	铸 18	铸 14
	代号		Z34	Z30	Z26	Z22	Z18	Z14
化学成分（质量分数）/%	P	1 级	<0.06					
		2 级	>0.06~0.10					
		3 级	>0.10~0.20					
		4 级	>0.20~0.40					
		5 级	>0.40~0.90					
	S	1 类	<0.03			<0.04		
		2 类	<0.04			<0.05		
		3 类	<0.05			<0.06		

注：1. 块重 5 kg±2 kg。
　　2. 球墨铸铁用生铁见 GB/T 1412—1985。

表 2.1-232　含钒生铁（摘自 YB/T 5125—1993）

铁　号	牌号		钒 02	钒 03	钒 04	钒 05
	代号		F02	F03	F04	F05
化学成分（质量分数）/%	V		>0.20	>0.30	>0.40	>0.50
	Ti		<0.06			
	Si	一组	<0.45			
		二组	>0.45~0.80			
	P	一级	<0.15			
		二级	>0.15~0.25			
		三级	>0.25~0.40			
	S	一类	<0.05			
		二类	<0.07			
		三类	<0.10			

表 2.1-233　炼钢用生铁（摘自 GB/T717—1998）

铁　号	牌号		炼 04	炼 08	炼 10
	代号		L04	L08	L10
化学成分（质量分数）/%	Si		<0.45	<0.45~0.85	<0.85~1.25
	Mn	一组	<0.30		
		二组	>0.30~0.50		
		三组	>0.50		
	P	一级	<0.15		
		二级	>0.15~0.25		
		三级	>0.25~0.40		
	S	特类	<0.02		
		一类	>0.02~0.03		
		二类	>0.03~0.05		
		三类	>0.05~0.07		

注：块重 5 kg±2 kg。

表 2.1-234　废钢铁（摘自 GB/T 4223—1996）

类　别	代号	典　型　举　例
一类废铁（灰口）	FT_1	各种生铁机械零件、铸铁管道、管件及各种连接部件、输电工程各种铸铁、铸件等
二类废铁（白口）	FT_2	火车轮圈，轧辊、犁铧、沟铁等

续表 2.1-234

类别	代号	典型举例
三类废铁（含 Ni、Mo、Cu 等合金废铁）	FT_3	含 Ni、Mo、Cu 合金轧辊、球墨铸铁轧辊、合金废铸铁等
四类废铁（铁屑）	FT_4	铁屑
五类废铁（高硫、高磷废铁）	FT_5	高硫铁、高磷铁、锅铁、高磷生铁铸件、艺术制品、装饰品、食具铸品、高磷矿生产的高磷残铁、火烧铁（炉条、炉篦、热风炉、管等）

表 2.1-235 碳素钢按外形尺寸及单重分类（摘自 GB/T 4223—1996）

类型		代号	各种废钢典型举例	供应状态	单重/kg	外形尺寸：（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）
重型废钢		FG_1	钢锭，钢坯及其切头、切尾，重型机械的零部件及其铸钢件等	块状	500～<1 800	<1 200×500×400
中型废钢		FG_2	各种钢材及其切头、切边、机器废钢件、船板、各种铆焊件、铸锭、齿轮、火车轮轴、铸钢件等	块、板、条及异型状	30～<500	<500×400×300
小型废钢		FG_3	各种钢材及其切头、切边、机器废钢件、镐、斧、锄头、撬棍、铁路道钉等	条、块状	<30	<500×400×300 板材厚度>4 mm
轻型废钢	一级冷打包块	$FG_{4.1}$	薄板及其切头、钢丝、盘条等轻薄料（板材厚度<4 mm。直径<8 mm 为轻薄料）	机械打包	密度>2.0 g/cm^3	<800×500×400
	二级冷打包块	$FG_{4.2}$			密度>1.5 g/cm^3	
	三级冷打包块	$FG_{4.3}$			密度>1.0 g/cm^3	
	散料	$FG_{4.4}$		散块	—	500×400×（2～3.9）
		$FG_{4.5}$				500×400×（<2）
钢屑	冷压块	$FG_{5.1}$	冷机械加工切屑	机械压块	密度>2.5 g/cm^3	<800×500×400 或圆饼
	一级热打包块	$FG_{5.2}$	钢屑，不许夹有铁屑及夹杂物，w（FeO）<5%	机械压块	密度>2.0 g/cm^3	<800×500×400
	二级热打包块	$FG_{5.3}$	钢屑，不许夹有铁屑及夹杂物，w（FeO）<5%	机械压块	密度>1.5 g/cm^3	<800×500×400
	钢屑	$FG_{5.4}$	散状钢屑	条、粒状	—	长度<250 （铁合金炉用<120）
渣钢		FG_6	钢包底、跑钢、渣钢等	块状	分别同重、中、小型废钢	—

表 2.1-236 废钢及废钢屑化学成分的参考值

废钢特征	化学成分（质量分数）/%				
	C	S	Mn	P	S
普通碳素钢	0.14～0.22	0.12～0.30	0.35～0.65	<0.045	<0.050
普通碳素铸钢	0.20～0.60	0.50～0.60	0.80～0.90	0.04	0.04
钢屑压块	0.12～0.32	0.20～0.45	0.35～0.85	<0.06	<0.06

表 2.1-237 废铁化学成分的参考值

废铁特征		铸铁种类估计	化学成分（质量分数）%				
			C	Si	Mn	P	S
断口为灰色	晶粒较粗	普通灰铸铁	3.2～3.9	1.8～2.6	0.5～0.9	<0.2	<0.15
	晶粒较细	高牌号灰铸铁	2.7～3.2	1.1～1.7	0.8～1.4	<0.15	<0.12
断口为银灰色晶粒较细		球墨铸铁	3.5～3.9	2.1～3.2	0.4～0.9	<0.10	<0.03

续表 2.1-237

废铁特征	铸铁种类估计	化学成分（质量分数）/%				
		C	Si	Mn	P	S
断口为银灰色略暗于球墨铸铁、晶粒较细	蠕墨铸铁	3.5~3.9	2.2~2.8	0.3~0.7	<0.08	<0.08
断口为黑绒色	黑心可锻铸铁	2.3~3.0	0.7~1.6	0.4~0.7	<0.2	<0.2

表 2.1-238 硅铁（摘自 GB/T 2272—1987）

牌 号	化学成分（质量分数）/%							
	Si	Al	Cr	Mn	Cr	P	S	C
	范围	≤						
FeSi90Al1.5	87.0~95.0	1.5	1.5	0.4	0.2	0.04	0.02	0.2
FeSi90Al3	87.0~95.0	3.0	1.5	0.4	0.2	0.04	0.02	0.2
FeSi75Al0.5-A	74.0~80.0	0.5	1.0	0.4	0.3	0.035	0.02	0.1
FeSi75Al0.5-B	72.0~80.0	0.5	1.0	0.5	0.5	0.04	0.02	0.2
FeSi75Al1.0-A	74.0~80.0	1.0	1.0	0.4	0.3	0.035	0.02	0.1
FeSi75Al1.0-B	72.0~80.0	1.0	1.0	0.5	0.3	0.04	0.02	0.2
FeSi75Al1.5-A	74.0~80.0	1.5	1.0	0.4	0.5	0.035	0.02	0.1
FeSi75Al1.5-B	72.0~80.0	1.5	1.0	0.5	0.5	0.04	0.02	0.2
FeSi75Al2.0-A	74.0~80.0	2.0	1.0	0.4	0.3	0.035	0.02	0.1
FeSi75Al2.0-B	74.0~60.0	2.0	1.0	0.4	0.3	0.04	0.02	0.1
FeSi75Al2.0-C	74.0~80.0	2.0	1.0	0.5	0.5	0.04	0.02	0.1
FeSi75-A	74.0~80.0	—	—	0.4	0.3	0.035	0.02	0.1
FeSi75-B	74.0~80.0	—	—	0.4	0.3	0.04	0.02	0.1
FeSi75-C	72.0~60.0	—	—	0.5	0.5	0.04	0.02	0.2
FeSi65	65.0~<72	—	—	0.6	0.5	0.04	0.02	—
FeSi45	40.0~47.0	—	—	0.7	0.5	0.04	0.02	—

表 2.1-239 高炉锰铁（摘自 GB/T 4007—1983）

牌 号	化学成分（质量分数）/%						
	Mn	Si		P		S	C
		一组	二组	一级	二级		
	≥	≤					
GFeMn76	76.0	1.0	2.0	0.38	0.50	0.03	7.5
GFeMn72	72.0	1.0	2.0	0.38	0.50	0.03	7.3
GFeMn68	68.0	1.0	2.0	0.40	0.60	0.03	7.0
GFeMn64	64.0	1.0	2.0	0.40	0.60	0.03	7.0

表 2.1-240 铬铁（摘自 GB/T 5683—1987）

类别	牌 号	化学成分（质量分数）/%										用途
		Mn			C	Si		P		S		
		范围	Ⅰ	Ⅱ		Ⅰ	Ⅱ	Ⅰ	Ⅱ	Ⅰ	Ⅱ	
			≥		≤							
微碳	FeCr69C0.03	63~75	60	52	0.03	1.0	2.0	0.03	0.04	0.025		适用于炼钢中作为合金加入剂
	FeCr55C3				0.03	1.5		0.03		0.03		
	FeCr69C0.06				0.06	1.0		0.03	0.06	0.025		
	FeCr55C6				0.06	1.5		0.04		0.03		
	FeCr69C0.10				0.10	1.0		0.03	0.06	0.025		
	FeCr55C10				0.10	1.5		0.04		0.03		
	FeCr69C0.15				0.15	1.0		0.03	0.06	0.025		
	FeCr55C15				0.15	1.5		0.04		0.03		
低碳	FeCr69C0.25	63~75	60	52	0.25	1.5	3.0	0.03	0.06	0.025	0.05	
	FeCr55C25				0.25	2.0		0.04		0.03		
	FeCr69C0.50				0.50	1.5		0.03		0.025		
	FeCr55C50				0.50	2.0		0.04		0.03		

续表 2.1-240

类别	牌　号	化学成分（质量分数）/%										用途
		Mn			C	Si		P		S		
		范围	Ⅰ	Ⅱ		Ⅰ	Ⅱ	Ⅰ	Ⅱ	Ⅰ	Ⅱ	
			≥		≤							
中碳	FeCr69C1.0	63～75	60	52	1.0	1.5	3.0	0.03	0.06	0.025	0.05	
	FeCr55C100				1.0	2.5		0.04		0.03		
	FeCr69C2.0				2.0	1.5		0.03		0.025		
	FeCr55C200				2.0	2.5		0.04		0.03		
	FeCr69C4.0				4.0	1.5		0.03		0.025		
	FeCr55C400				4.0	2.5		0.04		0.03		
高碳	FeCr67C6.0	62～72	60	52	6.0	3.0	5.0	0.03	0.06	0.04	0.06	
	FeCr55C600				6.0	3.0		0.04		0.04		
	FeCr67C9.5				9.5	3.0		0.03		0.04		
	FeCr55C1000				10	3.0		0.04		0.04		

注：铬铁应成块状，每块质量不得大于 15 kg，尺寸小于 20 mm×20 mm，铬铁块的重量，不超过铬铁总重的 5%。

表 2.1-241　钼铁（摘自 GB/T 3649—1987）

牌　号	化学成分（质量分数）/%							
	Mn	Si	S	P	C	Cu	Sb	Sn
		≤						
FeMo70	65.0～75.0	1.50	0.10	0.05	0.10	0.05	—	—
FeMo70Cu1	65.0～75.0	2.00	0.10	0.05	0.10	1.00	—	—
FeMo70Cu1.5	65.0～75.0	2.50	0.20	0.10	0.10	1.50	—	—
FeMo60－A	55.0～65.0	1.00	0.10	0.04	0.10	0.05	0.04	0.04
FeMo60－B	55.0～65.0	1.50	0.10	0.05	0.10	0.05	0.05	0.06
FeMo60－C	55.0～65.0	2.00	0.15	0.05	0.20	1.00	0.08	0.08
FeMo60	≥60.0	2.00	0.10	0.05	0.15	0.50	0.04	0.04
FeMo55－A	≥55.0	1.00	0.10	0.08	0.20	0.50	0.05	0.06
FeMo55－B	≥55.0	1.50	0.15	0.10	0.25	1.00	0.08	0.08

表 2.1-242　锰铁（摘自 GB/T 3795—1996）

类别	牌　号	化学成分（质量分数）/%						
		Mn	C	Si		P		S
				Ⅰ	Ⅱ	Ⅰ	Ⅱ	
				≤				
低碳锰铁	FeMn85C0.2	85.0～90.0	0.2	1.0	2.0	0.10	0.30	0.02
	FeMn80C0.4	80.0～85.0	0.4			0.15		
	FeMn80C0.7		0.7			0.20		
中碳锰铁	FeMn80C1.0	80.0～85.0	1.0	0.7	1.5	0.20	0.30	0.02
	FeMn80C1.5		1.5	1.0				
	FeMn78C1.0	78.0～85.0	1.0	1.5	2.5		0.33	0.03
	FeMn75C1.5	75.0～82.0	1.5					
	FeMn75C2.0		2.0				0.40	
高碳锰铁	FeMn79C7.5	79.0～85.0	7.5	1.2		0.20	0.30	0.03
	FeMn75C7.5－A	75.0～＜79.0						
	FeMn75C7.5－B	75.0～＜79.0		1.5	2.5		0.33	
	FeMn70C7.0	70.0～75.0	7.0	2.0	3.0		0.38	
	FeMn65C7.0	65.0～70.0		2.5	4.5		0.40	

表 2.1-243　钨铁（摘自 GB/T 3648—1996）

牌　号	化学成分（质量分数）/%											
	W	C	P	S	Si	Mn	Cu	As	Bi	Pb	Sb	Sn	Al
		≤											
FeW80-A	75.0~85.0	0.10	0.02	0.02	0.5	0.30	0.07	0.02	0.03	—	0.02	0.02	0.10
FeW80-B	75.0~85.0	0.10	0.03	0.05	0.5	0.25	0.10	0.04	0.05	0.05	0.05	0.06	—
FeW80-C	75.0~85.0	0.20	0.04	0.08	0.7	0.25	0.10	0.05	0.05	0.05	0.05	0.08	—
FeW75	75.0~80.0	0.20	0.04	0.08	0.5	0.25	0.15	0.05	0.05	0.05	0.05	0.08	—

表 2.1-244　硼铁（摘自 GB/T 5682—1995）

类别	牌　号	化学成分（质量分数）/%						
		B	C	Si	Al	S	P	Cu
			≤					
低碳	FeB23C0.05	20.0~25.0	0.05	2.0	3.0	0.01	0.015	0.05
	FeB22C0.1	19.0~24.0	0.1	4.0	3.0	0.01	0.03	—
	FeB17C0.1	14.0~19.0	0.1	4.0	6.0	0.01	0.1	—
	FeB12C0.1	9.0~14.0	0.1	4.0	6.0	0.01	0.1	—
中碳	FeB17C2.5	14.0~19.0	2.5	10.0	2.0	0.1	0.2	—
	FeB12C2.5	9.0~14.0	2.5	10.0	2.0	0.1	0.2	—
	FeB7C2.5	4.0~9.0	2.5	15.0	3.0	0.1	0.2	—

表 2.1-245　磷铁（摘自 YB/T 5036—1993）

牌　号	化学成分（质量分数）/%				
	P	Si	C	S	Mn
		≤			
FeP24	23.0~25.0	3.0	1.0	0.5	2.0
FeP21	20.0~23.0	3.0	1.0	0.5	2.0
FeP18	17.0~20.0	3.0	1.0	0.5	2.5
FeP16	15.0~17.0	3.0	1.0	0.5	2.5

表 2.1-246　钒铁（摘自 GB/T 4139—1987）

牌　号	化学成分（质量分数）/%						
	V	C	Si	P	S	Al	Mn
	≥	≤					
FeV40-A	40.0	0.75	2.0	0.10	0.06	1.0	—
FeV40-B	40.0	1.00	3.0	0.20	0.10	1.5	—
FeV50-A	50.0	0.40	2.0	0.07	0.04	0.5	0.50
FeV50-B	50.0	0.75	2.5	0.10	0.05	0.8	0.50
FeV75-A	75.0	0.20	1.0	0.05	0.04	2.0	0.50
FeV75-B	75.0	0.30	2.0	0.10	0.05	3.0	0.50

表 2.1-247　钛铁（摘自 GB/T 3282—1987）

牌　号	化学成分（质量分数）/%							
	Ti	Al	Si	P	S	C	Cu	Mn
		≤						
FeTi30-A	25.0~35.0	8.0	4.5	0.05	0.03	0.10	0.40	2.5
FeTi30-B	25.0~35.0	8.5	5.0	0.06	0.04	0.15	0.40	2.5
FeTi40-A	35.0~45.0	9.0	3.0	0.03	0.03	0.10	0.40	2.5
FeTi40-B	35.0~45.0	9.5	4.0	0.04	0.04	0.15	0.40	2.5

表 2.1-248 铌铁（摘自 GB/T 7737—1997）

牌 号	化学成分（质量分数）/%														
	Nb + Ta	Ta	Al	Si	C	S	P	W	Ti	Cu	Mn	As	Sn	Sb	Pb	Bi
		≤														
FeNb70	70 ~ 80	0.8	3.8	1.5	0.04	0.03	0.04	0.30	0.3	0.3	0.30	0.005	0.002	0.002	0.002	0.002
FeNb60 - A	60 ~ 70	0.5	2.0	0.4	0.04	0.02	0.02	0.20	0.2	0.3	0.30	0.005	0.002	0.002	0.002	0.002
FeNb60 - B	60 ~ 70	0.8	2.0	1.0	0.05	0.03	0.05	0.20	0.3	0.3	0.30	0.005	0.002	0.002	0.002	0.002
FeNb50 - A	50 ~ 60	0.8	2.0	1.2	0.05	0.03	0.05	0.10	0.3	0.3	0.30	0.005	0.002	0.002	0.002	0.002
FeNb50 - B	50 ~ 60	1.5	2.0	4.0	0.05	0.03	0.05	—	—	—	—	—	—	—	—	—

注：FeNb50 - B 供方提出 W 的分析数据。

表 2.1-249 重熔用铝锭（摘自 GB/T 1196—1997）

级 别	牌 号	化学成分（质量分数）/%					
		铝≥	杂质≤				
			Fe	Si	Fe + Si	Cu	杂质总和
特一级	Al99.7	99.70	0.61	0.13	0.26	0.010	0.30
特二级	Al99.6	99.60	0.25	0.18	0.36	0.010	0.40
一级	Al99.5	99.50	0.30	0.25	0.45	0.015	0.50
二级	Al99.0	99.0	0.50	0.45	0.90	0.020	1.00
三级	Al98.0	98.0	1.10	1.00	1.80	0.050	2.00

表 2.1-250 重熔用镁锭（摘自 GB/T 3499—1995）

级别	牌号	化学成分（质量分数）/%								
		Mg≥	杂质元素≤							
			Fe	Si	Ni	Cu	Al	Ca	Mn	杂质总和
一级	Mg99.95	99.95	0.02	0.01	0.001	0.005	0.01	0.003	0.015	0.05
二级	Mg99.90	99.90	0.04	0.01	0.001	0.01	0.02	0.005	0.03	0.10
三级	Mg99.80	99.80	0.05	0.03	0.002	0.02	0.05	0.005	0.06	0.20

表 2.1-251 阴极铜（摘自 GB/T 467—1997）

品号	代号	化学成分（质量分数）/%										
		Cu + Ag ≥	杂质含量≤									
			As	Sb	Bi	Fe	Pb			Zn	S	P
一号铜	Cu - CATH - 1	—	0.000 5	0.000 4	0.000 20	0.001 0	0.000 5	Se0.000 20	Te0.000 20	—	0.001 5	—
二号铜	Cu - CATH - 2	99.95	0.001 5	0.001 5	0.000 6	0.002 5	0.002	Sn0.002	Ni0.002	0.002	0.002 5	0.001

注：Cu - CATH - 1；*w*（Ag）≤0.002 5%，*w*（Se + Te + Bi）≤0.000 3%，*w*（Mn + Cr + Sb + Cd + As + P）≤0.001 5%，*w*（Sn + Ni + Fe + Si + Co）≤0.002%，余为 Cu。

表 2.1-252 锡锭（摘自 GB/T 728—1998）

品号	代号	化学成分（质量分数）/%								
		Sn≥	杂质≤							
			As	Fe	Cu	Pb	Bi	Sb	S	总合
高级锡	Sn - 00	99.99	0.000 7	0.002 5	0.001	0.003 5	0.002 5	0.002	0.000 5	0.01
特号锡	Sn - 0	99.95	0.003	0.004	0.004	0.025	0.006	0.01	0.001	0.05
一号锡	Sn - 1	99.90	0.01	0.007	0.008	0.045	0.015	0.02	0.001	0.10
二号锡	Sn - 2	99.80	0.02	0.01	0.02	0.065	0.05	0.02	0.005	0.20
三号锡	Sn - 3	99.50	0.02	0.02	0.03	0.035	0.05	0.08	0.01	0.50

表 2.1-253 铋锭（摘自 GB/T 915—1995）

品号	代号	化学成分（质量分数）/%									
		Bi≥	杂质≤								
			Cu	Pb	Fe	Zn	Ag	Sb	As + S	Ca	总合
一号铋	Bi - 1	99.99	0.001	0.001	0.001	0.0005	0.004	0.0005	0.0005	0.0015	0.01
二号铋	Bi - 2	99.95	0.003	0.003	0.01	0.005	0.02	0.002	0.001	0.005	0.05

表 2.1-254　锑（摘自 GB/T 1599—1979）

品　号	代　号	化学成分（质量分数）/%					
		Sb≥	杂质≤				
			As	Fe	S	Cu	总合
一号锑	Sb－1	99.85	0.05	0.02	0.04	0.01	0.15
二号锑	Sb－2	99.65	0.10	0.03	0.06	0.05	0.35
三号锑	Sb－3	99.50	0.15	0.05	0.08	0.08	0.50
四号锑	Sb－4	99.00	0.25	0.25	0.20	0.20	1.00

表 2.1-255　锌锭（摘自 GB/T 470—1997）

品号	代号	化学成分（质量分数）/%								
		Zn≥	杂质≤							
			Pb	Fe	Cd	Cu	Sn	Al	As	Sb	总合
0号锌	Zn－0	99.995	0.003	0.001	0.001	0.001	—	—	—	—	0.005 0
一号锌	Zn－1	99.99	0.005	0.003	0.002	0.001	—	—	—	—	0.010
二号锌	Zn－2	99.95	0.020	0.010	0.02	0.001	—	—	—	—	0.050
三号锌	Zn－3	99.9	0.05	0.02	0.02	0.002	—	—	—	—	0.10
四号锌	Zn－4	99.5	0.3	0.03	0.07	0.002	0.002	0.005	0.005	0.01	0.50
五号锌	Zn－5	98.7	1.0	0.7	0.2	0.005	0.002	0.005	0.01	0.02	1.3

注：1. Zn－0 用于间接制造氧化锌时，含 w（Cu）≤0.0001%，除五号锌外，用于制造锌铜合金时，铜含量不作规定。
2. Zn－0、Zn－1、Zn－2、Zn－3 含 w（Sn）≤0.001%，含 w（Al）≤0.001%。
3. Zn－3、Zn－4 用于制造锡合金时，允许含 w（Sn）≤0.05%。
4. 含 w（Zn）＝100%减去表中杂质总和的余量。

表 2.1-256　氧化钼块（摘自 YB/T 5129—1983）

牌　号	化学成分（质量分数）/%							
	Mo≥	S		Cu	P	C	Sn	Sb
		Ⅰ	Ⅱ					
		≤						
YMo55.0－A	55.0	0.10	0.15	0.25	0.04	0.10	0.05	0.04
YMo52.0－A	52.0	0.10	0.15	0.25	0.05	0.15	0.07	0.06
YMo55.0－B	55.0	0.10	0.15	0.40	0.04	0.10	0.05	0.04
YMo52.0－B	52.0	0.15	0.25	0.50	0.05	0.15	0.07	0.06
YMo50.0	50.0	0.15	0.25	0.50	0.05	0.15	0.07	0.06
YMo48.0	48.0	0.25	0.30	0.80	0.07	0.15	0.07	0.06

表 2.1-257　铁合金的密度、堆积密度及熔点

铁合金名称	密　度		堆积密度 /t·m^{-3}	熔　点	
	密度/g.cm^{-3}	备注（质量分数）		熔点/℃	备注（质量分数）
硅铁	3.5 5.15	Si75% Si45%	1.4～1.6 2.2～2.9	1 300～1 330 1 290	Si75% Si45%
高碳锰铁	7.10	Mn76%	3.5～3.7	1 250～1 300	
中碳锰铁	7.0	Mn92%	—	1 310	
高碳铬铁	6.94	Cr60%	3.8～4.0	1 520～1 550	
中碳铬铁	7.28	Cr60%	—	1 600～1 640	—
低碳铬铁	7.29	Cr60%	2.7～3.0	—	—
硅钙	2.55	Ca31% Si59%	—	1 000～1 245	—
钒铁	7.9	V40%	3.4～3.9	1 540 1 480 1 680	V60% V40% V80%
钼铁	9.0	Mo60%	4.7	1 760 1 440	Mo58% Mo36%

续表 2.1-257

铁合金名称	密度		堆积密度/t·m^{-3}	熔点	
	密度/g.cm^{-3}	备注（质量分数）		熔点/℃	备注（质量分数）
铌铁	≈7.4	Nb50%	3.2	1 410 1 590	Nb20% Nb30%
钨铁	16.4	W70%~80%	≈7.2	>2 000 1 600	W>70% W50%
钛铁	6.0	Ti20%	2.7~3.5	1 580 1 450	Ti40% Ti20%
磷铁	6.34	P25%	—	1 050 1 160 1 360	P10% P15% P20%
硼铁	≈7.2	B15%	3.1	1 380	B10%

2）燃料和导电材料 对燃料和导电材料的主要技术要求见表 2.1-258，其规格见表 2.1-259~表 2.1-264。

表 2.1-258 对燃料和导电材料的主要技术要求

燃料名称	使用目的	主要技术要求
焦炭	作为冲天炉熔炼的主要热源，希望充分利用焦炭的发热值，而不希望焦炭和 CO_2 发生还原反应	1）小于 50 mm 焦块，炉内空隙率剧降，供风阻力大，经济上是不合理的，不宜选用。推荐最佳焦炭块度为冲天炉内径的 1/6~1/10，连续开炉 6 h 以上，焦炭块度要求选上限 2）焦炭块度均匀性与块度要求同样重要，焦炭应按块度筛选分类堆放，分类使用，提高焦炭块度均匀性 3）铸造用焦炭必须要发热值高，反应能力低，气孔率小，堆密度大，强度高 4）焦炭的块度（mm）、灰分（%）、硫分（%）、强度（%）都是考核和验收的指标，水分是生产操作中的控制指标
石墨电极	是电弧炉中通过电流产生电弧热能的导电材料	1）电极质量好坏决定了电能损失的大小，通常电极应当导电性能良好，耐火度高，紧密和坚固 2）电极寿命决定了电流负荷，允许的电流负荷如下 电极直径/mm　允许的电流负荷/A 75　1 000~1 400 100　1 500~2 400 130　2 200~3 400 150　3 500~4 000 200　5 000~6 900 250　7 000~10 000 300　10 000~13 000 350　13 500~18 000 400　18 000~23 500 450　22 000~27 000 500　25 000~32 000 3）所有尺寸电极的弯曲度，不能超过其长度的 0.5%

表 2.1-259 铸造焦炭（摘自 GB/T 8729—1988）

指标	级别		
	特级	一级	二级
块度/mm	>80 80~60 >60		
水分（质量分数）/%≤	5.0		
灰分（质量分数）/%	≤8.00	8.01~10.00	10.01~12.00
挥发分（质量分数）/%≤	1.50		
硫分（质量分数）/%≤ 转鼓强度/%≥ 落下强度/%≥ 显气孔率/%≤	0.60 85.0 92.0 40	0.80 81.0 88.0 45	0.80 77.0 84.0 45
碎焦率（质量分数）/%≤	4.0		

表 2.1-260　冶金焦炭（摘自 GB/T 1996—1994）

焦炭种类			> 40 mm			> 25 mm			> 20 ~ 40 mm		
牌号			Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ
灰分（质量分数）/%			≤12	12.1 ~ 13.5	13.6 ~ 15.0	< 12	12.1 ~ 13.5	13.6 ~ 15.0	< 12	12.1 ~ 13.5	13.6 ~ 15.0
硫分（质量分数）/%	Ⅰ类		≤0.6			≤0.6			≤0.6		
	Ⅱ类		0.61 ~ 0.80			0.61 ~ 0.80			0.61 ~ 0.80		
	Ⅲ类		0.81 ~ 1.00			0.81 ~ 1.00			0.81 ~ 1.00		
机械强度	抗碎强度（M25）/%	Ⅰ	≥92.0								
		Ⅱ	88.1 ~ 92.0								
		Ⅲ	83.0 ~ 88.0								
	耐磨强度 /%	Ⅰ	≤7.0								
		Ⅱ	≤8.5								
		Ⅲ	≤10.5								
挥发分（质量分数）/%			≤1.9			≤1.9			—		
水分（质量分数）/%			4.0 ± 1.0			5 ± 2.0			—		
焦粉含量（质量分数）/%			≤4.0			≤5.0			≤12.0		

表 2.1-261　石墨电极（摘自 GB/T 3072—1982）

项　目	公称直径/mm							
	75 ~ 130		150 ~ 200		250 ~ 350		400 ~ 500	
	优级	一级	优级	一级	优级	一级	优级	一级
比电阻/$\Omega mm^2 \cdot m^{-1}$ ≤ 电极	8.5	10	9.0	11	9.0	11	9.0	11
接头	8.5		8.5		8.5		8.5	
抗折强度/MPa≥ 电极	768		768		624		624	
接头	1 104		1 104		960		960	
弹性模量/MPa≥ 电极	91.2		91.2		91.2		91.2	
接头	134.4		134.4		134.4		134.4	
灰分（质量分数）/% ≤	0.5		0.5		0.5		0.5	
密度/$g \cdot cm^{-3}$ ≥	2.18		2.18		2.18		2.18	
堆密度/$g \cdot cm^{-3}$ ≥ 电极	1.58		1.52		1.52		1.52	
接头	1.63		1.63		1.68		1.68	
抗压强度/MPa≥ 电极	1 920		1 728		1 728		1 728	
接头	2 880		2 880		2 880		2 880	

表 2.1-262　对熔剂的主要技术要求

熔剂名称	使用目的	主要技术要求
石灰石	炉内造渣	1）成分要求见表 2.1-263 2）块度要求： 冲天炉熔化率/$t \cdot h^{-1}$　≤3　5 ~ 7　≥10 石灰石块度（直径）/mm　30 ~ 50　60 ~ 80　100 ~ 150
冰晶石	包内处理球墨铸铁时用做熔渣稀释及覆盖剂	1）成分要求见表 2.1-264 2）加入包内前必须经过充分烘烤

表 2.1-263　铸造冲天炉用石灰石成分（质量分数）　%

指标名称	石灰石级别	
	AS-1	AS-2
氧化钙≥	52	50
二氧化硅≤	1.6	4
氧化镁≤	2.5	3.5
不熔解剩余物（包括 SiO_2）≤	2	5
$Al_2O_3+Fe_2O_3$≤	1.5	3
6. 碎块（<20 mm）≤	2	2

表 2.1-264　冰晶石（摘自 GB 4291—1984）

产品级别	化学成分（质量分数）/%					
	F ≥	Al ≥	Na ≤	$SiO_2+Fe_2O_3$ ≤	（硫酸根）SO_4^{2-} ≤	H_2O ≤
特级	53	13	31	0.25	0.8	0.5
一级	53	13	31	0.40	1.2	0.8
二级	53	13	31	0.50	1.5	1.3

7.7.2　修炉材料

修炉材料包含耐火材料、隔热材料和黏结材料三大类。

1）耐火材料　耐火材料的主要性能有：

耐火度：耐火材料抵抗高温作用而不熔化的性能，称为耐火度。

热稳定性：耐火制品承受温度急剧变动而不开裂、不损坏的能力（用次数表示）以及在使用中抵抗碎裂或破裂的能力，称为热稳定性。

抗渣性：耐火材料在高温下对于炉渣侵蚀作用的抵抗力，称为抗渣性。

体积密度：耐火材料在110℃温度干燥后的质量与体积之比，称为体积密度或体积质量。其数值相当于容积密度的大小。

气孔率：气孔率分为两种：一种是显气孔率，即耐火制品与大气相通的孔隙（开口空隙）的体积与总体积之比；另一种是真气孔率，即耐火制品中全部孔隙的体积（开口和闭口的孔隙体积）与总体积之比。

吸水率：耐火制品吸收水分后的质量与经过在110℃充分干燥后的质量之比，称为吸水率。

真密度：耐火制品及原材料在110℃烘干后的质量同真体积（试样总体积减去试样中孔隙所占体积之差）之比，称为耐火制品及原料的真密度。

荷重软化温度：将试样放在不同的温度下，在0.2 MPa静负荷作用下，能引起试样产生一定数量变形的温度，称为该材料的荷重软化温度。

透气度：在标准温度下通过耐火制品的空气的数量，称为透气度。

常温耐压强度：耐火制品及原料在常温下每平方厘米所承受负荷的能力，称为常温耐压强度。

重烧线收缩或线膨胀：耐火制品加热至高温时，长度的减少或增加，称为重烧线收缩或线膨胀。

常温耐火材料规格可参见表 2.1-265 中所列各有关标准。

2）隔热材料　为隔绝炉内的温度，常使用隔热材料。隔热材料的种类有耐火砖、石棉制品和其他隔热材料。常用隔热材料的标准目录见表 2.1-266。

3）黏结材料　常用黏结材料规格的标准见表 2.1-267。

4）用于冲天炉的新型耐火材料　用于冲天炉的新型耐火材料见表 2.1-268 ~ 表 2.1-275。

表 2.1-265　常用耐火材料标准目录

标准号	标准名称	标准号	标准名称
GB/T 2992—1998	通用耐火砖形状尺寸	GB/T 2988—1987	高铝砖
YB/T 1590—1993	镁砖和镁硅砖形状尺寸	GB/T 2273—1998	烧结镁砂
YB/T 5106—1993	黏土质耐火砖	YB/T 5179—1993	优质高铝矾土熟料
GB/T 2608—1987	硅砖	YB 2804—1991	碳素砖
GB/T 2275—1987	镁砖及镁硅砖	ZBD 53001—1990	白云石
YB/T 5011—1997	镁铬砖		

表 2.1-266　常用隔热材料标准目录

标准号	标准名称	标准号	标准名称
GB/T 3994—1983	黏土质隔热耐火砖	建标 11—1959	石棉板
GB/T 3995—1983	高铝质隔热耐火砖	JC/T 222—1994	石棉绳
建标 9—1959	石棉粉		

表 2.1-267 常用黏结材料标准目录

标准号	标准名称	标准号	标准名称
YB 384—1991	硅质耐火砖	YB/T 5016—1993	煤沥青
GB/T 2994—1994	高铝质耐浆泥	YB/T 5075—1993	煤焦油
YB/T 5009—1993	镁质耐火泥		

表 2.1-268 可塑料（Al_2O_3－SiC－C）

技术要求	化学成分（质量分数）/%≥					
	固定碳	SiC	Al_2O_3	SiO_2	水分	FeO
材料1	12	7	80	—	—	—
材料2	6.9	13.2	69.5	6.8	11.6	0.14
物理性能	线变化率/%	抗弯强度/MPa		气孔率/%	烧成比/kg·cm^{-3} | 耐火度/℃	可塑性
	-14	5~8		24~26	2.4~2.55 | 1 750	良好
外观质量	具有良好的可塑性，不应成粉末状，不允许含有金属夹杂物					

表 2.1-269 轻质高铝砖

技术要求	耐火度/℃	荷重软化温度/℃	常温耐压强度/MPa	密度/g·cm^{-3}	重烧线收缩
	1 730~1 750	1 100~1 230	2~4	1.6~1.0	1 350~1 400℃时为 0.5~1.0
外观	砖体四周完好无损，缺角不超过10 mm，不得雨浇水泡				

表 2.1-270 Al_2O_3－SiC－C 预制块

化学成分（质量分数）/%	固定碳	SiC	Al_2O_3	SiO_2
	14	13.7	62.5	5.3
物理性能	显气孔率/%	密度/g·cm^{-3}	抗压强度/MPa	热导率/W·(m·K)$^{-1}$
	26	2.8	15	29.3
外观	表面无裂纹、无缺角、干燥、无夹杂物			

表 2.1-271 硅藻土砖

技术要求	耐火度/℃	密度/g·cm^{-3}	显气孔率/%	抗压强度/MPa	线胀系数 /10^{-6}·K^{-1}	平均热容量 /J·K^{-1}
	1 280	(0.5~0.6) ±0.05	73~78	0.5~1.1	0.9~0.97	0.2+0.06×10^{-9}
外观	砖体四周应完好无损，不得雨浇水泡					

表 2.1-272 高铝硅线石砖

技术要求	Al_2O_3（质量分数）/%	耐火度/℃	0.2 MPa 荷重软化点/℃	重烧线变化（1 500℃×2 h）/%	显气孔率	常温抗压强度/MPa
	≥70	>1 770	>1 510	+0.2 -0.1	<20%	≥44.1
外观	尺寸偏差：400~600 mm 允差 5 mm，不允许有裂纹、缝隙、裂痕，缺角小于 3 mm					

表 2.1-273 叶蜡石硅线石砖

技术要求	Al_2O_3（质量分数）/%	0.2 MPa 荷重软化点	重烧线变化（1 400℃×2 h）/%	显气孔率/%	常温抗压强度/MPa
	≥40%	>1 430℃	+0.2 -0.1	<2.5	≥34.3
外观	尺寸偏差：231~300 mm 允许 ±1.5 mm，扭曲 1.5 mm，缺角和熔洞≤2 mm，缺棱≤3 mm，工作面不允许有裂纹				

表 2.1-274 白泥

技术要求	主要成分	SiO_2/Al_2O_3	耐火度	用途
	SiO_2，Al_2O_3	2.65	1 580℃	—

表 2.1-275　狭缝式透气塞（多孔塞）

	材　质	耐火度	透气性	Al_2O_3	体积密度	荷重软化点
技术要求	铬钢玉	≥1 700℃	0.2 MPa 流量为 10.5 ~ 12.5 m^3/h	≥97%（质量分数）	3.2 g/cm^3	在 0.2 MPa 的压力下大于或等于 1 670℃
外观	不允许有裂纹，裂痕					

编写：邢建东（西安交通大学）
高义民（西安交通大学）

第 2 章　铸钢及其熔炼

在机械制造业中，铸钢的应用颇为广泛。由于钢具有高的强度和良好的韧性，故适于制造承受重载荷及经受冲击和振动的机件。而具有抗磨、耐蚀、耐热等特殊使用性能的专用钢种，则适用于一些特殊的工况条件。铸钢材料的品种从普通碳钢、低合金钢至高合金钢。由于采用铸造方法成形，能够在尺寸、质量和结构复杂程度等方面不受限制，故铸钢件的质量从几十克到数百吨，结构从最简单到极复杂，几乎是无所不有。

铸钢材料与铸铁材料相比，其优点与缺点如下。

1）力学性能较高。一般说来，铸钢材料比铸铁材料的强度更高，特别是韧性好。

2）具有焊接性。铸铁材料一般是不能焊接的，而铸钢材料中大部分都具有焊接性。这不仅使得铸件的缺陷可以用焊补的方法来修复，而且可以采用铸－焊结构来生产结构复杂的大型铸钢件。

3）熔炼成本较高。浇注铸钢件的钢液是用电弧炉或感应电炉冶炼出来的。熔炼过程比较复杂，生产成本较高。

4）造型材料成本较高。铸钢的浇注温度较高（约比铸铁的浇注温度高出 150～200℃），因而对造型材料的耐火度要求高，故材料成本也较高。

5）铸件成品率较低。钢的铸造性能较差：流动性较差，形成铸件缩孔、热裂、冷裂及气孔的倾向均比铸铁要大，故铸钢件的成品率比铸铁件低。

由于铸钢件存在的缺点，使得它在应用的普遍性和生产量方面比铸铁件少得多。实际上，铸铁和铸钢（以及铸造非铁合金），在应用方面是互为补充的。

近年来，国内外在铸钢生产技术水平方面有很大的提高，主要表现在以下几方面：

1）铸钢材料的性能不断提高，品种日益齐全。过去在传统上，铸钢是以铸造碳钢为主，近年来，合金钢在铸造领域的应用日益增多，特别是铸造低合金高强度钢和具有专门用途的铸造高合金钢陆续出现。

2）采用炼钢新技术，提高钢液质量。过去传统上浇注铸件用的钢液，一般是用电弧炉冶炼。钢液的质量虽能满足生产一般铸钢件的要求，但钢液中仍存在有气体和非金属夹杂物，影响钢的性能。近年来发展了炉外精炼技术，与电弧炉炼钢相配合，大大提高了钢液的纯净度，使钢的力学性能，特别是韧性大为提高，为高强度铸钢和超高强铸钢的生产，创造了条件。

3）控制钢的结晶过程，改善铸态组织。对铸钢的凝固过程控制，对于改善钢的铸态组织、提高钢的性能具有重要的作用。过去传统上偏重于通过热处理方法来改善钢的组织形态。近年来，研究工作的重点已转移到对铸钢的一次结晶过程的控制方面。例如采用孕育处理及微量元素合金化等途径来影响钢液的结晶过程，以达到细化钢的晶粒和消除不良形态的铸态组织等，并已有一些研究成果在生产中得到应用。

以上仅说明了近年来在铸钢生产技术水平提高的某几个方面。今后随着整个科学技术的发展，铸钢作为一门技术科学，其水平自然不断提高。

1　铸造碳钢

铸造碳钢是主要的铸钢材料，使用量大、应用面广，在所有的铸钢件中，铸造碳钢件占 70% 以上，由于它具有强度高、韧性好的力学综合性能，通常被用作承受重载荷、动载荷结构件。

1.1　铸造碳钢的牌号及性能

1.1.1　铸造碳钢的牌号与化学成分

在国家标准中，铸造碳钢的牌号由铸钢拼音字母首字母 ZG、屈服强度指标（MPa）与抗拉强度指标（MPa）三部分组成。

在铸造碳钢的化学成分中，碳、硅、锰、磷、硫五元素是基本元素，其中碳可提高碳钢中的珠光体含量，而使碳钢的强度提高，硅和锰也在一定程度上对钢起固溶强化的作用，磷和硫降低钢的性能，因为磷会形成脆性的 Fe_3P 化合物，导致钢的塑韧性急剧下降，且使钢的脆性转变温度升高，这种现象通常也叫“冷脆”，硫易在晶界形成 FeS 低熔点物质（其熔点只有 985℃），高温状态受力时，材料会沿晶界形成裂纹，这种现象通常也叫“热脆”，所以磷硫都是有害元素。在铸造碳钢的化学成分规格中，本来是不含有合金元素的，但由于在炼钢中，可能由回炉废钢料带入少量的合金元素成分。为了对铸造碳钢性能的控制，要求将合金元素的含量予以控制。

铸造碳钢的牌号与化学成分要求见表 2.2-1。应指出，对碳、硅和锰三元素只给出上限值而未给出下限值是为了给生产上留有较大的化学成分调整范围。在保证达到规定的力学性能前提下，各生产厂家可根据自己的经验来规定各元素含量上、下限的数值。

表 2.2-1　一般工程用铸造碳钢的化学成分的上限值（质量分数）　　%

铸钢牌号	C①	Si	Mn①	S	P	残余元素②				
						Ni	Cr	Cu	Mo	V
ZG200－400	0.20		0.80							
ZG230－450	0.30	0.50								
ZG270－500	0.40		0.90	0.01		0.30	0.35	0.30	0.20	0.05
ZG310－570	0.50	0.60								
ZG340－640	0.60									

① 对上限每减少 w（C）＝0.01%，允许增加 w（Mn）＝0.04%。ZG200－400 含锰的质量分数最高至 1.00%，其余 4 个牌号 Mn 的质量分数最高至 1.20%。

② 残余元素总含量（质量分数）不超过 1.00%，如需方无要求，残余元素可不进行分析。

1.1.2　铸造碳钢的性能与应用

铸造碳钢的牌号与性能如表2.2-2所示，由此可以看出，随着碳钢含碳量的增加，其强度指标（包括屈服强度与抗拉强度）提高，而塑性指标（包括伸长率、断面收缩率与冲击韧度）降低。选用时可根据工件使用工况确定。这里需要强调的是铸造碳钢的使用温度，铸造碳钢是在自然温度条件和不太高的加热温度条件下使用的钢种。铸造碳钢具有珠光体加铁素体混合组织，当环境温度低于-40℃时，钢组织中的铁素体会发生脆化而使钢的韧性大幅度降低，易导致铸件发生断裂；当环境温度超过400℃时，钢组织中的珠光体有发生分解的趋势，在高温下长期使用时，钢的强度将会下降，即发生"软化"，故铸造碳钢的正常使用温度范围是在-40～400℃之间。

表2.2-2　一般工程用铸造碳钢的力学性能

铸钢牌号	最小值					
	屈服强度 σ_s 或 $\sigma_{0.2}$/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%	冲击韧度	
					A_{KV}/J	a_K/J·cm^{-2}
ZG200-400	200	400	25	40	30	60
ZG230-450	230	450	22	32	25	45
ZG270-500	270	500	18	25	22	35
ZG310-570	310	570	15	21	15	30
ZG340-640	340	640	10	18	10	20

注：A_{KV}—冲击吸收功（V形缺口试样）。
α_K—冲击韧度（U形缺口试样）。

1.2　铸造碳钢的凝固过程和铸态组织

1.2.1　碳钢的凝固过程

了解碳钢的凝固过程，有助于了解碳钢的成分-组织-性能之间的关系。铸造碳钢的化学成分变化范围在Fe-C相图上的位置如图2.2-1中的阴影所示，属于亚共析钢，其由高温至低温转变过程可分为两个阶段，即液-固转变和固-固转变。

液-固转变：当钢液温度降至液相线（*AB*）时，有高温铁素体（δFe）析出。温度下降至包晶温度时，发生包晶转变，生成奥氏体。温度继续下降，穿过L+γ区时，又有奥氏体自钢液中析出，此析出过程进行到固相线（*JE*）温度为止。

固-固转变：当温度下降至*GS*线与*PS*线之间的区域时，有先共析铁素体α相析出。随着α相的析出，剩余奥氏体的含碳量上升。当温度达到共析转变温度时，发生共析转变，形成珠光体。转变过程完了后，钢的组织基笨上不再变化。

应指出，在γ相区中，随着温度的下降，还会发生奥氏体枝晶的粒化，即一个奥氏体树枝状晶解体为若干个等轴晶的自发性过程。

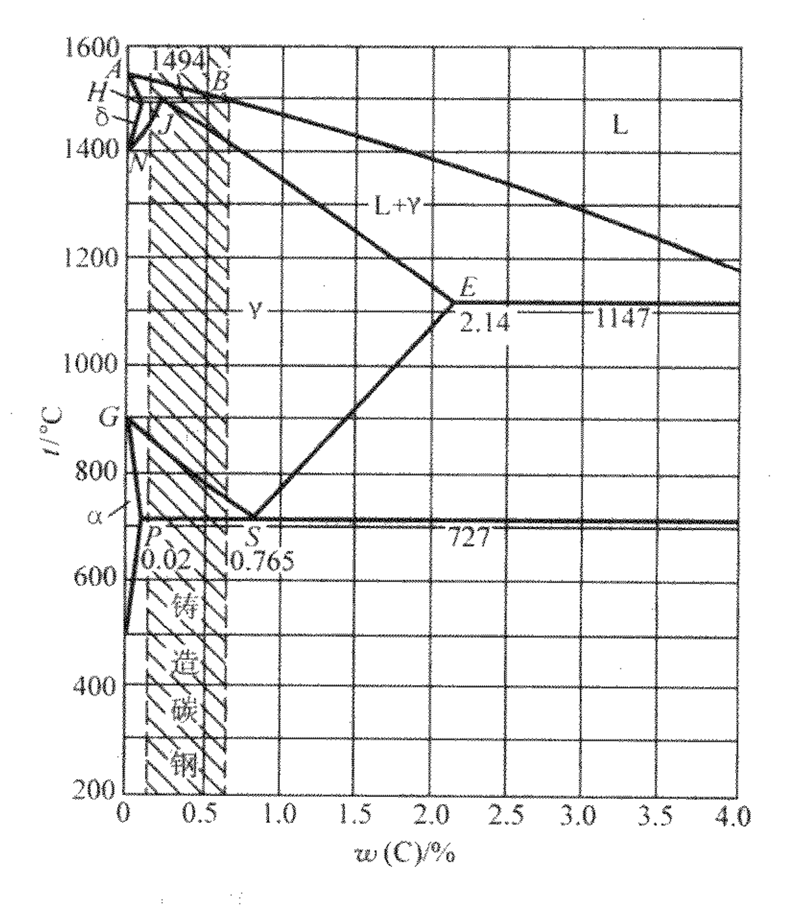


图2.2-1　铸造碳钢在Fe-C相图上的位置

1.2.2　碳钢的铸态组织

随着碳钢中含碳量的提高，碳钢铸态组织中的珠光体量会增加，图2.2-2、图2.2-3分别示出含碳（质量分数）在0.2%左右、0.6%左右碳钢的铸态组织。碳钢的铸态组织容易产生下列不足。

1）晶粒粗大。与热处理后的组织相比，铸态组织的晶粒较粗大，而且存在柱状晶区。铸件断面上典型的晶粒分布如图2.2-4所示。晶粒的粗细和晶粒的形态对钢的性能有重要的影响，晶粒粗大会导致晶界的比表面积较小，因而钢的强度较低。柱状晶具有各向异性，在其横向上的力学性能（特别是韧性）较低。这种铸态组织特征在厚壁铸件上表现的尤为突出，铸件壁越厚、铸态下的力学性能越差。这是在冲击工况下使用的铸钢件必须经过热处理后才能使用的根本原因。

2）魏氏组织。魏氏组织的基本特征是：铁素体在奥氏体晶粒内部以一定的方向呈条状析出，如图2.2-5所示。这种组织形成过程是：对于含碳量中等、冷却速度较大的薄壁件，在固-固转变过程中，当温度通过γ+α两相区时，先共析



图2.2-2　*w*（C）=0.20%左右的碳钢铸态组织，400×

的α铁素体易于以奥氏体晶格中的几个铁原子密排晶面为共析面析出，而形成在奥氏体中的条状铁素体组织。这种组织具有各向异性、且降低材料的韧性，但它是亚稳定组织，可以通过热处理使之转变为稳定的粒状组织。



图 2.2-3　$w=(C)=0.64\%$左右的碳钢铸态组织　400×

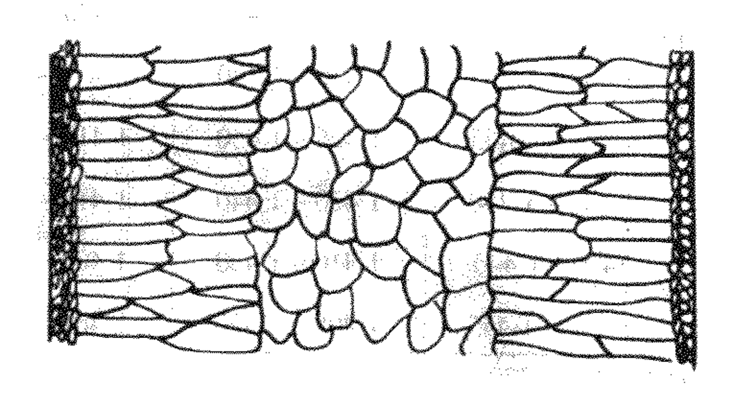


图 2.2-4　铸钢件断面上晶区分布示意图



图 2.2-5　铸钢件中的魏氏组织　600×

3）网状组织。网状组织的基本特征是铁素体在奥氏体的晶界处析出，如图 2.2-6 所示。这种组织的形成原因是在奥氏体的晶界上，晶格缺位较多且组织疏松，铁原子容易在此聚集而有利于铁素体新相形核。这种组织也是降低钢的力学性能的，特别是韧性，通过热处理可使网状组织转变为粒状组织、改善性能。

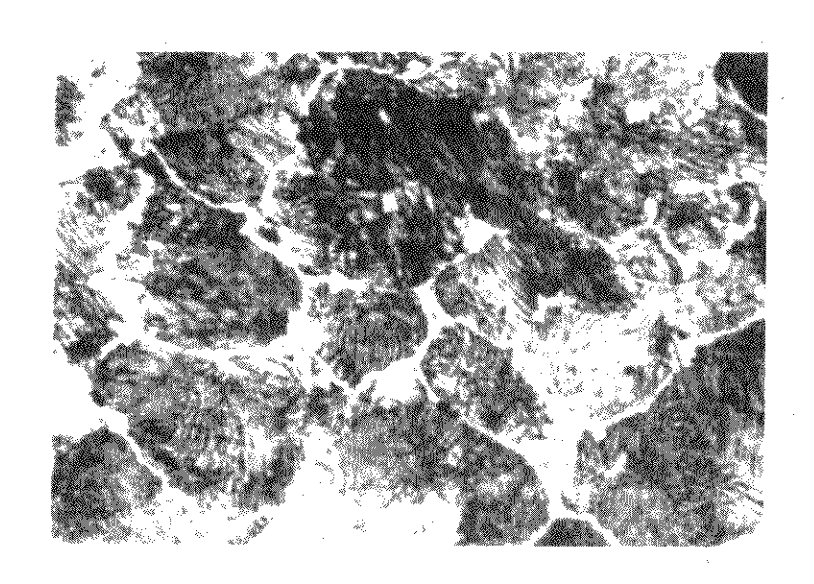


图 2.2-6　铸钢件中的网状组织

1.3　铸造碳钢的铸造性能及常见缺陷

与铸铁相比，钢的铸造性能较差。由于钢的熔点较高，结晶温度范围较宽，故钢液的流动性较差；收缩较大，故缩孔及缩松倾向较大，铸件容易形成热裂和冷裂等缺陷。在铸造碳钢的化学成分中，碳对钢的熔点、结晶温度范围以及收缩率等方面影响为最大，所以铸钢的每项铸造性能指标几乎都与钢的含碳量有关。锰、硅、硫和磷也对铸造性能有一定的影响，但每种元素的影响，则往往是表现在某一、二项铸造性能方面。

1.3.1　流动性

钢液的流动性体现了它充填铸型的能力。在充填铸型的过程中，钢液的流动从浇注入铸型开始，直到凝固过程进行一个阶段，析出一部分固相为止。析出的固相呈树枝状。这种树枝状的晶体纵横交织，对钢液的流动产生阻力。交织得越多，阻力越大。实际上，只要有约占总重量 20% 的钢液凝成固相时，钢液即完全停止流动。钢液的流动性主要受钢液的过热程度（即浇注温度与液相线温度之差）、钢液的含碳量以及钢液净化程度的影响。

1）钢液过热温度的影响　钢液的过热程度越大，处于完全液态的时间越长，钢液在铸型中的流动距离越远，表现出的流动性越好。对于含碳量为一定值的碳钢来说，其开始凝固温度为一定值。因此，浇注温度越高时，过热程度越大，钢液的流动性越好。不同含碳量的碳钢，其开始凝固的温度不同：高碳钢的开始凝固的温度较低，而低碳钢的开始凝固温度较高。因此，在相同的浇注温度下，高碳钢的过热程度比低碳钢的过热程度大，钢液的流动性较好。钢液的流动性通常用浇注成螺旋试样的长度来衡量。螺旋试样的长度越长，表明钢液的流动性越好。

2）钢液含碳量的影响　不同含碳量的钢，其结晶温度间隔大小以及树状晶的发达程度不同，因而对穿过晶枝间流动性的钢液产生不同的阻力，从而影响到钢液的流动性。钢的含碳量、钢液浇注温度以及钢液流动性之间的对应关系见图 2.2-7。

3）钢液中气体和夹杂物的影响　悬浮在钢液中的气体和夹杂物使钢液变得粘稠，降低其流动性。在电弧炉炼钢中通过氧化脱碳的方法，以清除钢液中的气体和夹杂物，是净化钢液的重要措施，对于提高钢液的流动性有显著效果。

以上讨论的是影响钢液流动性的一些主要因素。在生产上，为了保证钢液充满铸型并获得良好的铸件表面质量，必须采用足够高的浇注温度。但是，浇注温度也不宜过高，浇注温度过高容易引起一系列的铸造缺陷，如热裂、粘砂和气孔等。因此应该在保证获得轮廓清晰的铸件的条件下，采用较低的浇注温度。具体的浇注温度应该根据钢号和铸件的具

体情况而定。从钢号来看，低碳钢应采用较高的浇注温度，高碳钢应采用较低的浇注温度。浇注温度原则上应等于钢的液相线温度加上 50～100℃。从铸件情况来看：小铸件、薄壁铸件以及结构复杂、不容易浇满的铸件应该采用较高的浇注温度；大铸件和重型铸件、厚壁铸件以及容易产生热裂缺陷的铸件应该采用较低的浇注温度；表 2.2-3 列出了不同钢号的各种类型铸件的适宜浇注温度。

1.3.2 收缩特性及其缺陷

（1）体积收缩率与缩孔率

钢的体积收缩过程可分为三个阶段：液态收缩、凝固过程中的收缩和固态收缩。钢在这三个阶段中收缩量的总和称为体积收缩。总体积收缩与钢液原来体积之比（以百分数表示）称为体积收缩率：

体积收缩率 =（总体积收缩/原来体积）×100%

碳钢的体积收缩率主要与钢的含碳量有关。碳增大钢的体积收缩率，如含碳量（质量分数）为 0.10%、0.40%、0.70%和 0.100% 的 4 种钢的体积收缩率分别为 10.5%、11.3%、12.1%和 14.0%。

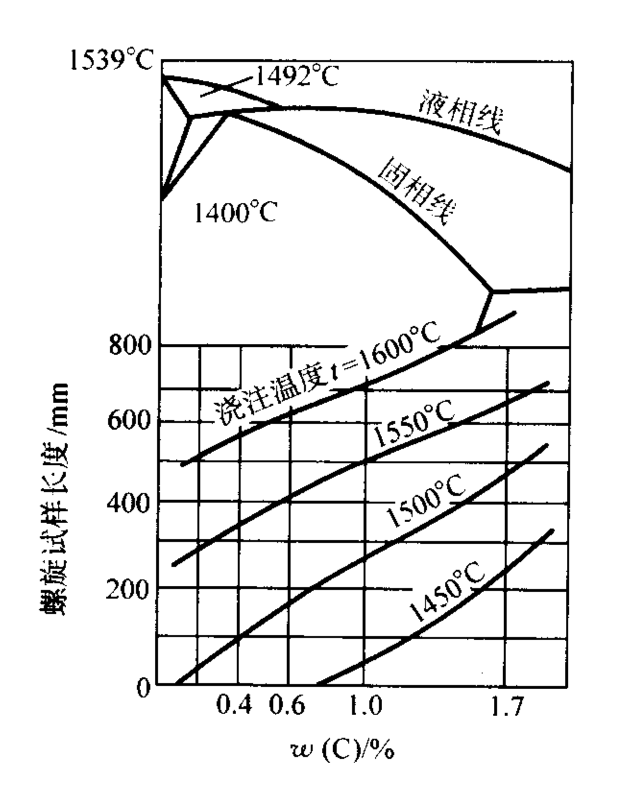


图 2.2-7 碳钢的流动性与含碳量和浇温度的关系

表 2.2-3 碳钢铸件的浇注温度

铸件类别	壁厚/mm	质量/kg	浇注温度/℃			
			ZG 230-450	ZG 270-500	ZG 310-570	ZG 340-640
小铸件	6～20	<100	1 460～1 480	1 450～1 470	1 440～1 460	1 430～1 450
薄壁铸件	15～25	<500	1 450～1 470	1 440～1 460	1 430～1 450	1 420～1 440
结构复杂铸件	20～30	<3 000	1 440～1 460	1 430～1 450	1 420～1 440	1 410～1430
中等铸件	30～75	<5 000	1 435～1 460	1 430～1 445	1 426～1 450	1 415～1 440
厚大铸件	70～150	2 500～5 000	1 440～1 460	1 430～1 450	1 420～1 440	1 410～1 430
重型铸件	160～600	>5 000	1 430～1 450	1420～1 440	1 410～1 430	1 400～1 420
形状简单铸件	<500	>300	1 425～1 450	1 420～1 445	1 405～1 430	1 400～1 425

注：表内所列的温度为光学高温计温度，未经校正。热电偶温度比光学高温计温度约高 70～80℃。

钢的体积收缩导致铸件中缩孔的形成。钢中的缩孔表现为集中的缩孔和分散的缩孔（缩松）两种形式。

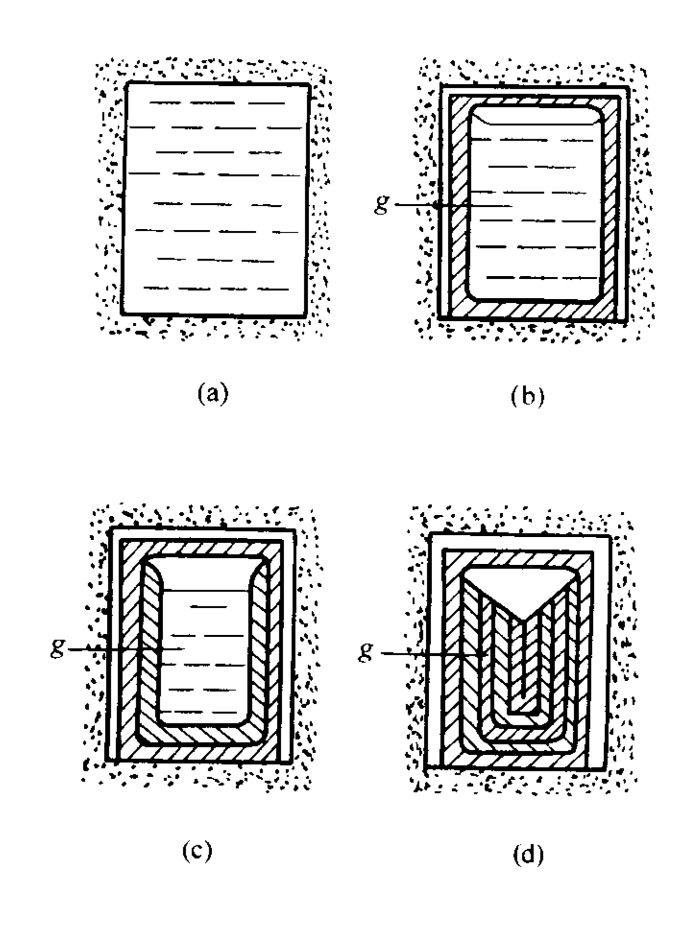


图 2.2-8 钢中集中缩孔的形成过程示意图

集中缩孔是在钢的液态收缩过程中和凝固过程中形成的。其形成过程如图 2.2-8 所示。在刚刚浇满铸型的一瞬间，钢完全处于液态，见图 2.2-8a，经过一段时间以后，铸件表面层开始凝固，形成一层外壳。随着温度的降低，外壳开始缩小（铸件开始脱离型壁，两者之间“气隙”，在图上用“g”标明）。同时，外壳内的钢液发生体积收缩（液态收缩），因而钢液的液面下降（见图 2.2-8b）。再过一段时间以后，在原先的凝固层上又凝固一层，同时，剩下的钢液又发生液态收缩，液面又下降一些（见图 2.2-8c）。如此一层又一层地凝固下去，形成了锥状的缩孔（见图 2.2-8d）。在整个凝固过程中，凝固的外壳连同附于其内部的凝固层是逐渐缩小的。在全部钢液凝固后的继续冷却过程中，由于固态收缩的原因，使铸件的尺寸也随之缩小，但缩孔的形状却不会再发生改变。

缩松是在钢的凝固过程中形成的。钢在凝固过程中生成的奥氏体呈树枝状。当树枝状结晶发展到一定的程度就会将枝晶叉中间的钢液与外界的钢液隔绝，阻塞补缩的通道。在枝晶叉间的钢液凝固时发生体积收缩而得不到补缩，就会产生细小的、分散的缩孔，即缩松。

不同含碳量的钢的凝固间隔不同、树状晶的发达程度不同，因而形成缩松的倾向也不相同。凡是凝固温度间隔大的，树状晶就发达，形成缩松的倾向就越大。图 2.2-9 表明碳钢缩孔（集中的和分散的两部分）体积与钢的含碳量及结晶温度之间存在着比较明显的对应关系。

集中缩孔的体积与铸件体积之比称为缩孔率：

缩孔率 = （集中缩孔的体积/铸件体积） × 100%

钢件缩孔率是设计冒口的重要参考数据。

铸钢件的缩孔率与钢的含碳量及过热温度有关，其中浇注温度的影响较大。对于一定钢号的铸钢而言，钢液的过热温度越高，钢的液态收缩越大，生成的缩孔也越大，因之得出的缩孔率也越大。如含碳的质量分数为 0.25% 的碳钢在 1 500℃、1 550℃、1 650℃和 1 750℃浇注温度条件下的缩孔率分别为 6.3%、7.4%、9.5% 和 11.6%。铸钢生产中常发现有这样的情况，某个铸钢件所采用的冒口的尺寸（体积）不变，当钢液浇注温度适宜时，冒口足够起到补缩作用，铸件中没有缩孔。而当提高浇注温度时，冒口就显得不够补缩了，铸件中出现了缩孔。这就是因为随着浇注温度的提高，铸件的缩孔率增大了的缘故。

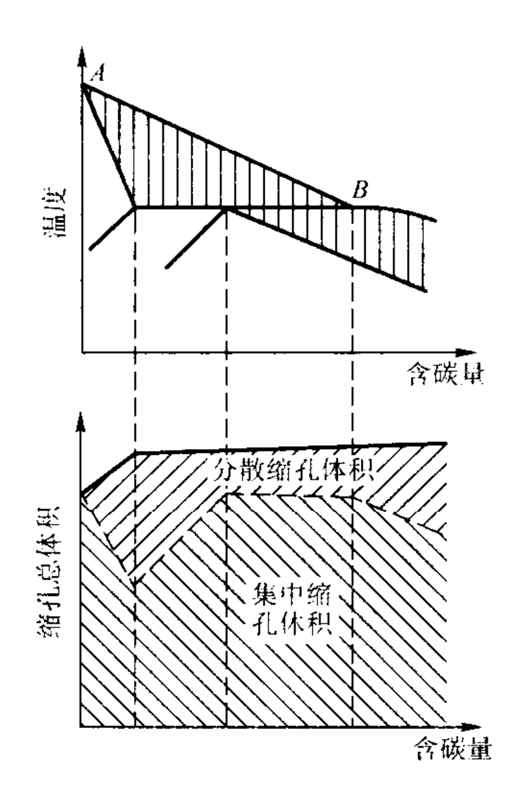


图 2.2-9 碳钢形成两类缩孔的倾向与含碳量的关系

（2）线收缩率

线收缩是指钢在凝固后温度降低的过程中发生的尺寸收缩现象。尺寸收缩的数值与铸件尺寸的比值称为线收缩率：

$$线收缩率 = (L_{模} - L_{件}) / L_{件} \times 100\%$$

式中，$L_{模}$ 为模样（铸型）的尺寸；$L_{件}$ 为铸件的尺寸。

碳钢的线收缩曲线的一般形式见图 2.2-10。整个收缩过程分为三个阶段：共析转变前收缩（曲线上 0A 段），共析转变过程中膨胀（曲线上 AB 段）及共析转变后收缩（BC 段）。共析碳钢的自由线收缩值约为 2.16%，而含碳的质量分数为 0.55%、0.45%、0.35%、0.14% 和 0.08% 的碳钢的自由线收缩率值分别为 2.31%、2.35%、2.40%、2.46% 和 2.47%。在生产中，铸件的收缩总是不同程度地受到铸型或型芯的阻碍，因而铸件的实际收缩率总是比自由线收缩率要小些。

1.3.3 应力与变形特性及其缺陷

（1）热裂倾向

热裂是铸钢件常见的缺陷之一。当铸件的表面层已经凝固成壳，而铸件内部的钢液尚未完全凝固的时刻，如果铸件受到拉力（例如由于铸件收缩受到铸型或型心的阻碍而产生压力）时，铸件的表面层就容易被拉裂（这时，铸件外壳的强度不高）。这种在高温状态下发生的开裂称为热裂。热裂是在钢的固相线附近的温度下形成的，故热裂缝内部金属表面在高温下被空气中的氧所氧化，呈氧化铁的黑褐色。又由于热裂总是沿晶界裂开的，故在外观上总是呈弯弯曲曲的形状。在评断钢形成热裂的倾向时，常以钢在形成热裂前的一瞬间能承受的最大拉应力（称为热裂抗力）作为衡量的尺度。热裂抗力大表明钢不容易形成热裂，即热裂倾向小。影响钢形成热裂的几项主要因素如下：

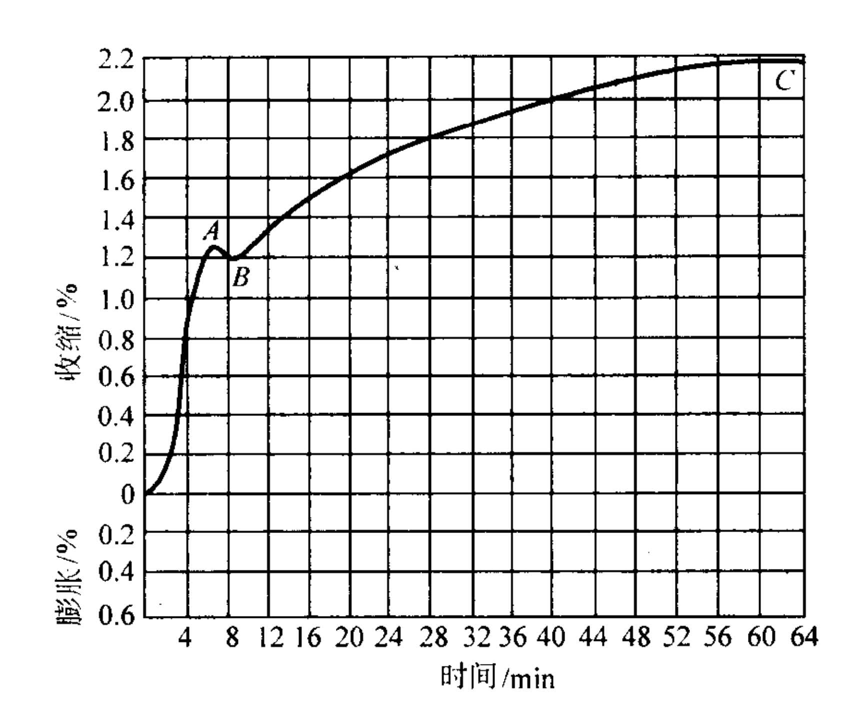


图 2.2-10 共析碳钢的自由线收缩曲线

1）化学成分的影响

① 含碳量　钢的含碳量对热裂影响较大。有人用不同含碳量的钢进行热裂抗力的对比试验。试验的结果从图 2.2-11 中可以看出。含碳量很低的钢和高碳钢的热裂抗力都比较差，容易形成热裂，而含碳的质量分数为 0.20% 左右的钢的热裂抗力都比较好，不易形成热裂。

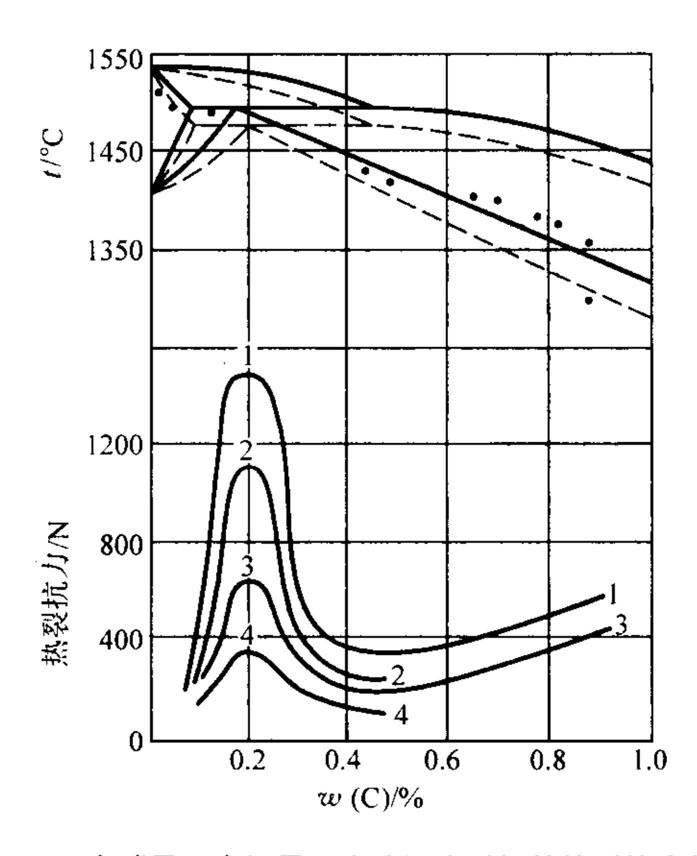


图 2.2-11 含碳量、含锰量及浇注温度对钢的热裂抗力的影响

曲线 1—w(Mn) = 0.8%，浇注温度 1 550℃；
2—w(Mn) = 0.4%，浇注温度 1 550℃；
3—w(Mn) = 0.8%，浇注温度 1 650℃；
4—w(Mn) = 0.4%，浇注温度 1 650℃

② 含硫量　硫促使钢形成热裂。由于硫化物在钢凝固过程终了时才凝固在钢的晶粒周界位置，显著降低钢的高温强度，故促使热裂形成。生产经验表明，硫促使铸钢件形成热裂的作用是很显著的。

③ 含锰量　锰在一定程度上能抵消硫的有害作用，有助于防止热裂的形成。例如当其他条件不变时，锰的质量分

数为0.8%～1.0%的钢比锰的质量分数为0.3%～0.4%的钢在热裂倾向要小得多。钢中锰对热裂的影响，可从图2.2-11中看出。

④ 含磷量　磷的作用与硫相似，它增大钢的冷裂倾向。

⑤ 含硅量　硅对碳钢的热裂倾向的影响不显著。在铸造碳钢的含硅量的规格成分（w（Si）=0.2%～0.45%）范围内提高含硅量时，会使钢的热裂倾向略有减小。

2）钢液脱氧程度的影响　钢液的脱氧程度对热裂有较大的影响。

钢液中的氧以FeO形式存在，在钢凝固时析出在晶界上，起到割裂钢的晶粒之间的连接作用，降低钢的高温强度，促使热裂形成。因此在炼钢时，应进行彻底的脱氧。

3）工艺因素的影响　除了上述有关铸钢材料本身的因素以外，还有一些工艺因素，如铸件结构、铸件上的热节砂型（芯）的溃散性等也都对热裂的形成有一定的影响。

① 铸件的结构特点　铸件收缩的绝对尺寸越大，则它在收缩时受到铸型或型心的阻碍程度越大，越容易产生热裂。在铸钢生产上最容易产生热裂的是一些箱体型或框架型的铸件，特别是尺寸大的铸件。这是因为这些铸件在收缩时经常受到很大的阻碍，以致于被拉裂。

② 铸件上的热节　铸件上的热节处以及内浇道引入处和冒口的根部积蓄热量多，长时间处于未完全凝固的状态，很容易在这些部位产生热裂。因此在铸件设计上应当尽量减少铸件的热节。在铸造工艺上可在热节处设置冷铁激冷。适当增加内浇道的数量，以分散钢液的热量。内浇道不应开设在容易产生热裂的部位。

② 砂型（芯）的溃散性　砂型（芯）的溃散性差，则铸件收缩时受到的阻力大，铸件容易产生热裂。

(2) 冷裂倾向

冷裂是当铸件已经完全凝固以后，冷却至塑性转变温度（约700℃）以下时形成的。这时钢已经失去了塑性，容易开裂。虽然钢本身已经具有一定的强度，但是如果铸件中的内应力（热应力与收缩应力之和）超过了钢的强度时，铸件就会产生开裂。冷裂时往往会发出响声，裂缝的内表面无氧化的颜色，比较光亮，这种特征说明钢是在较低的温度下开裂的。铸件上的冷裂缝一般呈直而光滑的形状。影响铸钢件冷裂的主要因素可以归纳为三个方面：钢的化学成分、钢液脱氧程度和工艺因素。

1）化学成分的影响

① 含碳量　低碳钢的塑性较好，比较不易产生冷裂。与此相反，高碳钢的塑性较差，比较容易产生冷裂。

② 含硫量　含硫量高时，钢的组织中硫化物数量多，使钢的强度和塑性同时降低，故增大冷裂倾向。

③ 含磷量　钢中的磷化物减弱钢的强度、增大钢的冷裂倾向。磷在促使铸钢件形成冷裂方面的影响比硫更为显著。

2）钢液脱氧程度的影响　脱氧不良时，凝固后的钢中存在较多的氧化铁夹杂物，降低了钢的强度和塑性，从而增大钢的冷裂倾向。

3）工艺因素的影响　影响铸钢件冷裂的工艺因素主要包括铸件结构、开箱时间、水爆清砂和切割浇冒口等。对于这些问题都应当从减小铸件中的内应力的角度来加以解决。

① 铸件结构　铸件各部分的壁厚相差比较大时，容易产生冷裂。在铸件凝固以后的冷却过程中，厚壁部分与薄壁部分的收缩时间不一致：薄壁部分先收缩，厚壁部分后收缩。不同壁厚的部分由塑性状态转入弹性状态的时刻也不相同，这样就会产生内应力，因而促使铸件开裂。

当铸件收缩受到铸型或型芯的阻碍时，也可能产生冷裂。此外，当铸件上有应力集中（例如有尖角）的情况时，也容易产生冷裂。

② 开箱时间　铸件在砂型中冷却速度慢，开箱后铸件暴露在空气中冷却速度快。当在高温下开箱取出铸件时，铸件由于冷却得快而产生大的内应力，因而容易冷裂。尤其在冬季严寒的气候条件下，早开箱对产生冷裂的影响更为显著。因此，应避免过早开箱。尤其是对于高碳钢铸件更要注意。为了避免开裂，在某些情况下，还可以设置保温坑，将铸件在高温下开箱后立即放入保温坑中利用铸件本身的余热来保温，以达到缓慢冷却的目的。这种措施对于减少冷裂具有一定的效果。

③ 水爆清砂　水爆清砂时将铸件浸入水中，使得铸件的内应力比入水前大大增加，很容易产生冷裂。因此对于高碳钢铸件以及由于结构方面的原因而容易产生冷裂的铸件，不宜采用水爆清砂。

④ 切割浇冒口　切割浇冒口时，铸件的局部受到强烈的加热，而邻近的部分仍然是冷的。在这种情况下很容易产生冷裂。特别是在冬季严寒的气候条件下切割高碳钢铸件的冒口时，更容易产生冷裂。为了避免冷裂，可以先将铸件进行整体的或局部的预热，然后再进行切割。

1.4　铸造碳钢的常用热处理

碳钢铸件热处理的目的是细化晶粒，消除魏氏体（或网状组织）和消除铸造应力。热处理方法有退火、正火或正火加回火。

1.4.1　退火

将铸件加热至奥氏体区温度并保温一段时间，然后随炉冷却的热处理方法称为退火。适宜的加热温度是奥氏体上临界温度（Ac_3）以上30～50℃，具体温度应依照钢的含碳量而定。含碳量较低的钢的加热温度较高，含碳量较高的钢的加热温度较低（见图2.2-12）。

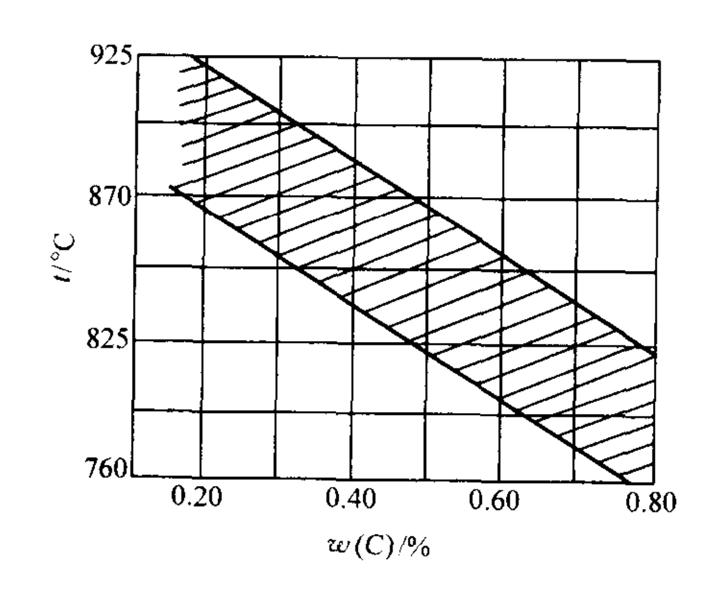


图2.2-12　碳钢铸件退火（正火）处理的加热温度

采用的加热温度不应过高或过低。加热温度过低时，不能完成由珠光体到奥氏体的转变，晶粒不能细化，魏氏（或网状）组织不能消除；加热温度过高时，又会使钢的晶粒粗化，而且可能出现如图2.2-13所示的过热组织。当出现这些情况时会使钢的力学性能显著下降。

保温时间长短的影响，应该有足够的时间完成由珠光体向奥氏体的转变，并造成一定的扩散条件使奥氏体的化学成分（含碳量）比较均匀。具体时间应按照铸件的壁厚而定：铸件厚，保温的时间就要长些。

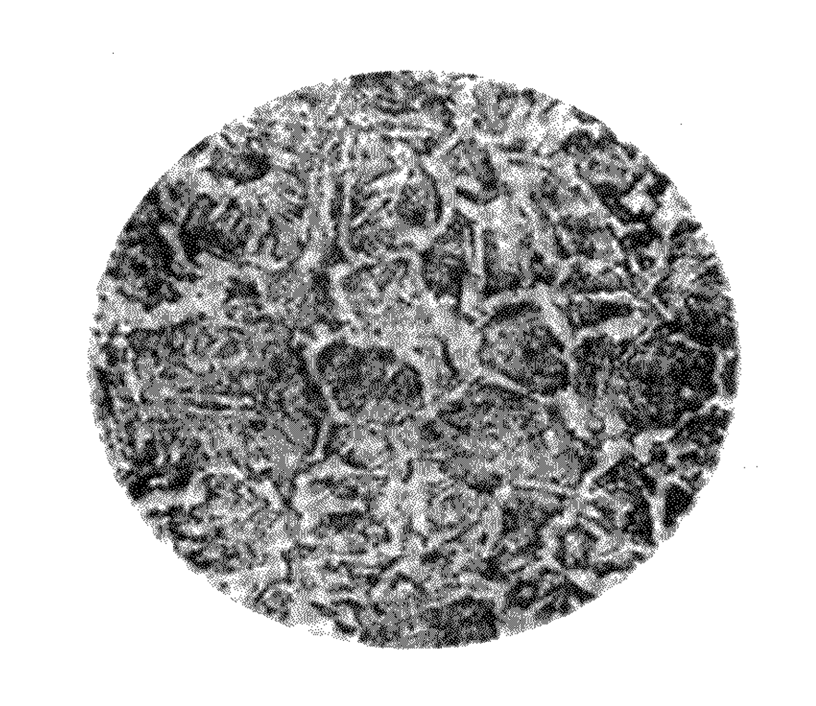


图 2.2-13　碳钢（w（C）=0.30%）的过热组织　×100

一般情况下，25 mm 厚的铸件大约需要 1 h 的保温时间。壁厚超过 25 mm 时，每增加 25 mm 厚度，需相应增加 1 h 的保温时间，但当壁厚超过 150 mm 时，其保温时间可以比按照上述比例计算所得的数值少些。上面所说的铸件壁厚系指铸件上最厚部分的壁度。

保温时间达到后，铸件随炉冷却，待炉冷至 200～300℃ 以下时可以出炉，在空气中进一步冷却至常温。这种热处理方式由于铸件是在炉中缓慢地从高温冷却到较低的温度，因而在冷却过程中产生的内应力小，能最大限度地避免铸件发生变形或裂纹等缺陷。不同含碳量的碳钢在退火后的金相组织如图 2.2-14 所示。

由图可见，随着含碳量的增加，在亚共析钢的金相组织中铁素体所占比例相对减少，而珠光体所占的比例相对增加。从力学性能来看，铁素体的强度（σ_s、σ_b）较低，塑性（$\delta\%$、$\psi\%$）较高，而珠光体则与此相反。因此，随着含碳量的增加，钢的强度相应提高，而塑性则相应下降（见图 2.2-15）。

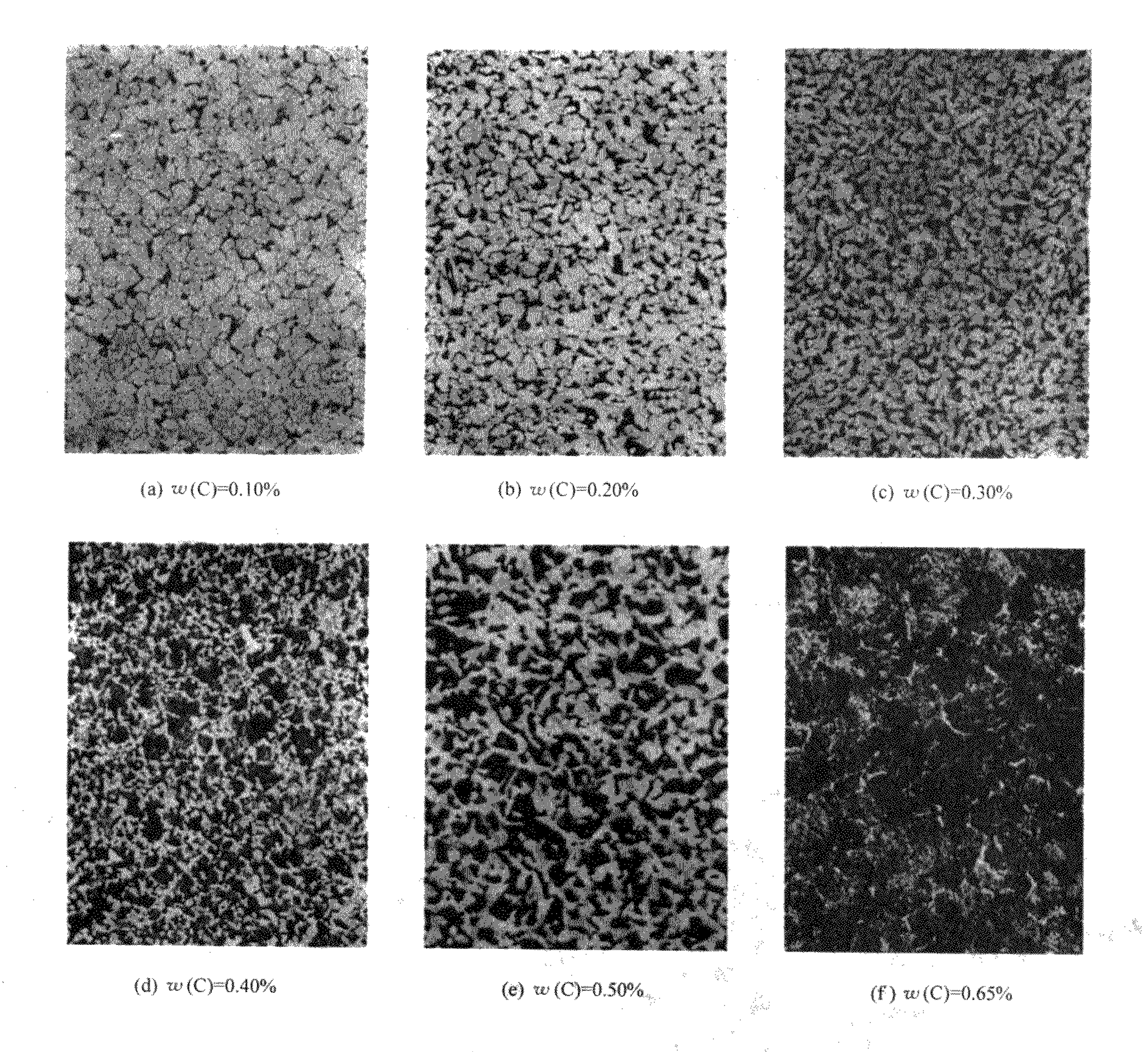


图 2.2-14　不同含碳量的碳钢在退火状态下的金相组织（均为放大 100 倍），图中白色的组织为铁素体，黑（灰）色的组织为珠光体

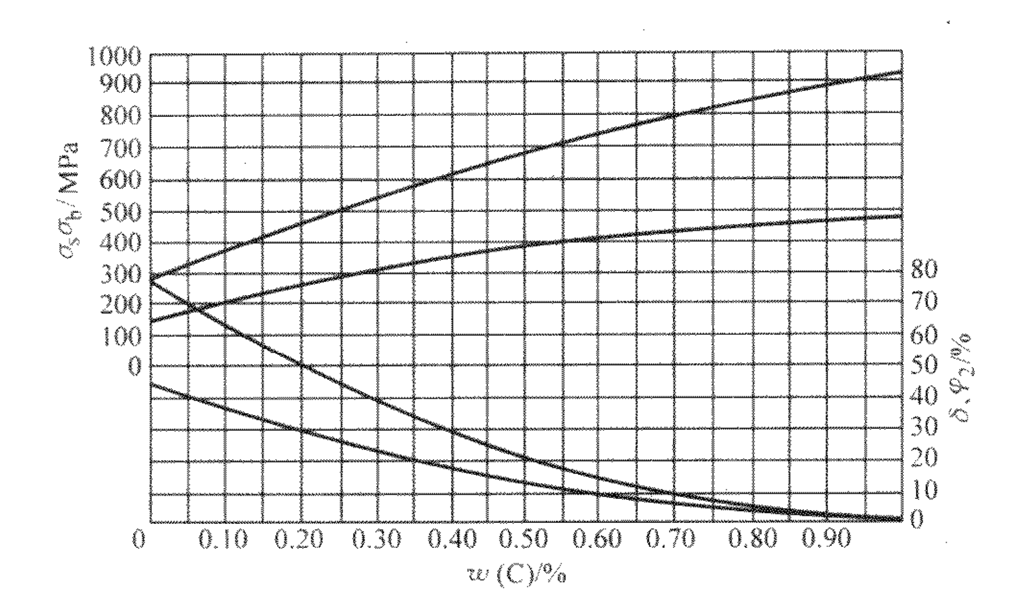


图 2.2-15　不同含碳量的碳钢在退火状态下的力学性能

这种热处理方法的优点除了能提高钢的力学性能以外，还能充分地消除铸件中的内应力。由于铸件是在炉中缓慢地从高温冷却到较低的温度，因而在冷却过程中产生的内应力小，能最大限度地避免铸件发生变形或裂纹等缺陷，这种热处理方式适于处理碳的质量分数在 0.35%以上的钢，因为这样的钢塑性较差，铸件容易开裂。这种方法也用于处理碳的质量分数低于 0.35%，但结构特别复杂的铸件。退火处理的缺点是占用炉子的时间长，而且由于铸件的冷却速度低，使得晶粒细化的作用不能充分发挥，因此近年来在铸钢生产上，退火处理已基本上为正火处理所取代，而仅用于处理一些结构复杂的含碳量高的铸钢件。

1.4.2　正火

正火所采用的加热温度及保温时间与退火相同。不同之处是保温时间达到后将铸件拉出炉外进行空冷直至常温。

正火的作用与退火相同，但由于冷却速度快，钢的晶粒比退火时更细些，而且正火处理时，使得奥氏体能在较低的温度下发生共析转变，因而能得到分散度更大（渗碳体片层和铁素体片层更薄）的珠光体（即索氏体）。由于这些原因，正火处理的钢的力学性能，特别是冲击韧性，要比退火处理的钢更高一些。这种热处理方法除了能得到较高的力学性能以外，还有占用炉子时间较短、生产效率较高的优点，因而在铸钢生产上得到普遍应用。它的缺点是铸件的内应力比退火来得大些。正火处理可用于碳的质量分数在 0.35%以下的铸钢件，因为这样的铸钢塑性好，铸件不易开裂。

1.4.3　正火加回火

为了进一步提高钢的性能，可以采取在正火后加回火的热处理工艺。回火温度为 550～650℃。在此温度下的保温时间一般为 2～3 h，其热处理规范见图 2.2-16。回火能使钢的性能进一步提高的原因是，通过正火得到的索氏体中的渗碳体片在回火温度下具有转变成颗粒状的自然趋势。经过一段时间以后，原来的片状索氏体变为粒状索氏体，从而使钢的性能得到进一步提高。

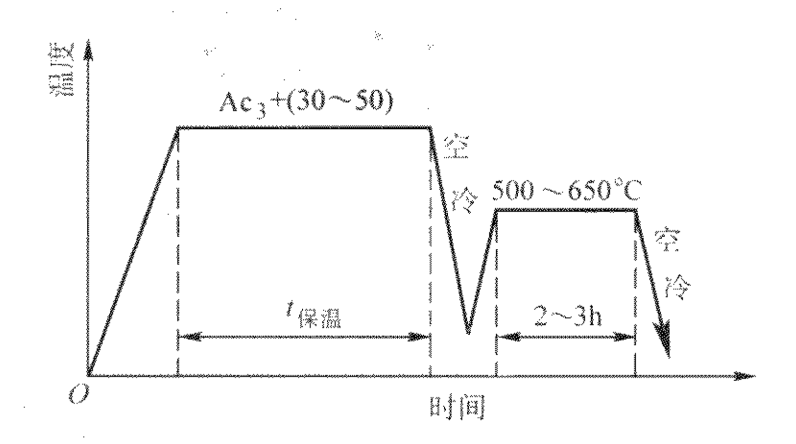
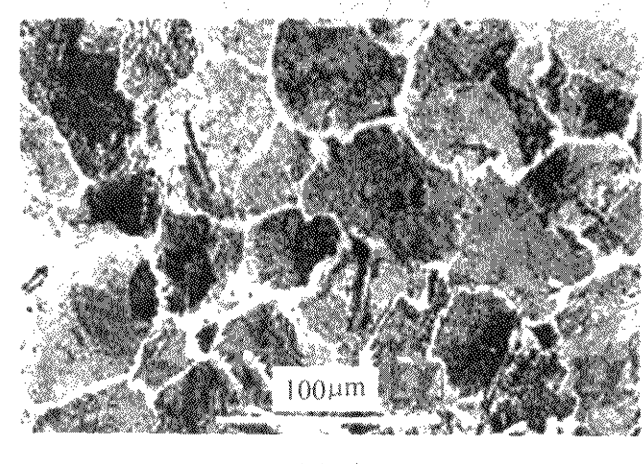


图 2.2-16　碳钢正火加回火的热处理规范

应该指出，在进行退火、正火或正火加回火热处理时，在加热铸件的过程中应适当控制升温速度。快速升温会使铸件上薄壁部分与厚壁部分之间以及铸件表面层与中心部分之间的温度差增大，从而使铸件中的热应力增大，易导致铸件产生裂纹。特别是当炉温升至 650～800℃时，应缓慢升温或在此温度下停留一段时间，因为在这个温度区间碳钢中发生相变（珠光体向奥氏体转变），伴随有体积变化，产生相变应力。对于结构复杂的铸钢件，在热处理的加热过程中，适当控制升温速度并在钢的相变温度区间采取相应的保温阶段是必要的。

碳钢铸件不采用淬火处理的方法。这是由于碳钢的淬透性较差，铸件壁厚上不易得到均一的组织和性能。

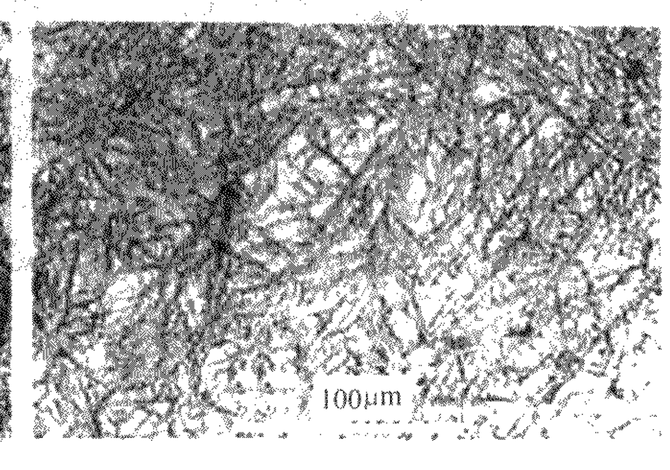
碳的质量分数为 13%的碳钢在不同冷却速度下的显微相组织见图 2.2-17 所示。钢在不同热处理条件下的力学性能比较见图 2.2-18 和图 2.2-19。



(a) 退火处理

100μm

(b) 正火处理



(c) 淬火处理

图 2.2-17　碳的质量分数为 1.3%的钢在不同冷却速度下的显微组织

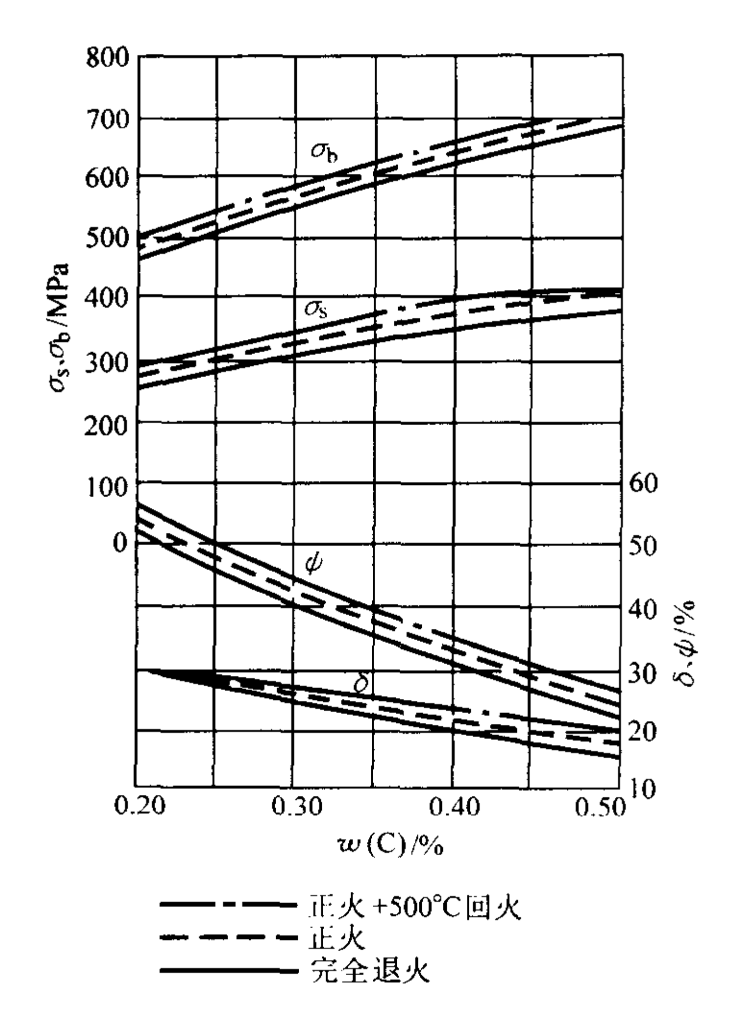


图 2.2-18　碳钢在不同热处理条件下的强度和塑性

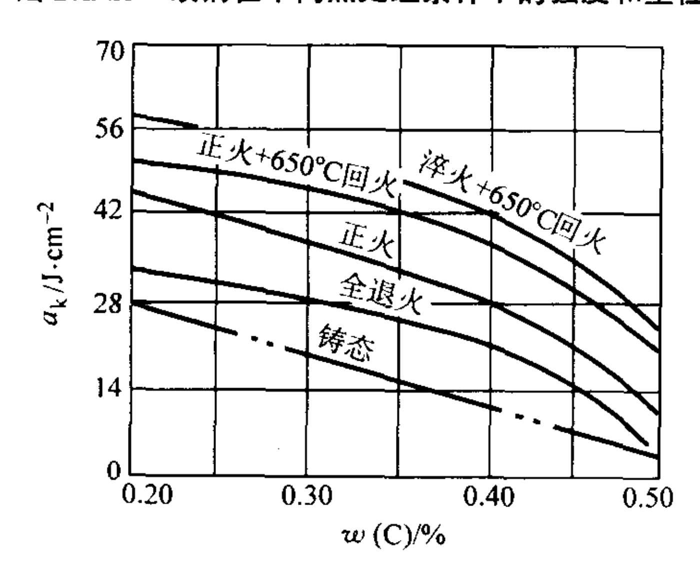


图 2.2-19　钢在不同热处理条件下的冲击韧性

2　铸造低合金钢及中合金钢

铸造碳钢虽然应用很广，但在性能上有许多不足之处，如淬透性差，厚断面铸件不能采用淬火－回火处理进行强化；使用温度范围仅限于－40～400℃，抗磨性及耐腐蚀性较差等。不能满足现代工业对铸钢件的多方面需要，因而合金钢铸件获得了日益发展。

近 30 年来，我国在合金钢生产方面有了很大发展，建立了比较完善的符合机械制造工业对多种用途所需要的合金钢系列钢种。其中用于铸造的合金钢种也比较齐全。近年来，在许多机械产品上，采用铸造低合金钢代替铸造碳钢，减轻了机器重量，提高了机器效率和使用寿命。随着机械产品向着大容量、低消耗、高性能方面发展，低合金铸件在今后必然获得更为广泛的应用。

采用中、低合金铸钢，主要是为了得到良好的综合力学性能，故碳的质量分数一般在 0.45%以下，加入合金元素总的质量分数不超过 8%。通常有较高的强度、良好的韧性和淬透性能，抗大气腐蚀和耐磨损性能等方面均优于碳钢。

2.1　常用合金元素对组织性能的影响

碳钢进行合金化的目的在于提高力学性能和改善某些物理化学性能（如耐高温、耐低温、抗磨及耐蚀等）。就铸造低合金钢而言，主要是利用合金元素的提高淬透性、细化晶粒及固溶强化铁素体等三方面的强化作用，来提高铸钢的力学性能。

实践证明，合金元素的各种强化作用大小不是等同的，以锰对正火低碳钢抗拉强度的影响为例，就可以很好地说明这一点。如图 2.2-20 所示，随着含锰量的增加，各种强化作用上升，钢的抗拉强度显著地增大。当 Mn 的质量分数由 0.5%升至 1.5%时，钢的强度增大约 1/4（98 MPa），其中约有 50%是由于锰提高了钢的淬透性，使钢的正火组织中珠光体数量和分散度增大所致，约有 10%归功于晶粒的细化，其于部分是固溶强化的作用。由此可见，通过提高淬透性，改善热处理后的显微组织，来提高铸钢的力学性能，是合金元素在低合金钢中的主要作用。

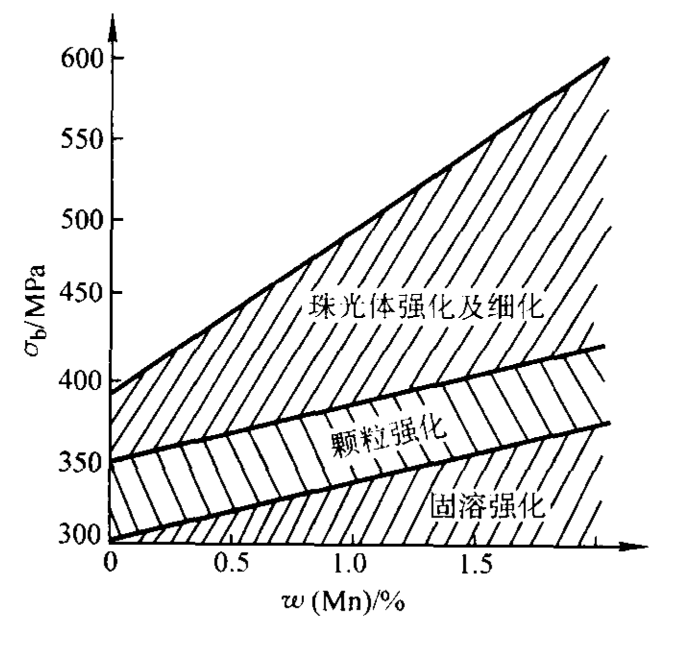


图 2.2-20　锰对正火低碳钢（w（C）=0.15%）抗拉强度的影响

合金铸钢中常用合金元素有 Mn、Si、Cr、Mo、Cu 及 Ni，而 B、V、Ti、Nb 和 R（稀土元素）为微量元素。

常用合金元素往往是合金铸钢中的主加元素，其加入量较大，对钢各方面的影响起着主导的作用。而微量元素往往是起着辅助的作用，只是在一二个方面去补充主加元素的不足。

下面在金属学的基础上，分别讨论各元素的作用：

1）锰　锰在钢中一部分固溶于铁素体（或奥氏体）中，另一部分形成含锰合金渗碳体 $(Fe、Mn)_3C$。它是扩大奥氏体相区元素，随其含量的增加，临界温度 A_4（*NJ* 线）上升，A_3（*GS*）下降，如图 2.2-21 所示。其作用与镍相似，故在合金钢中可用锰来代替部分镍的作用，以节约贵重的镍并降低成本。

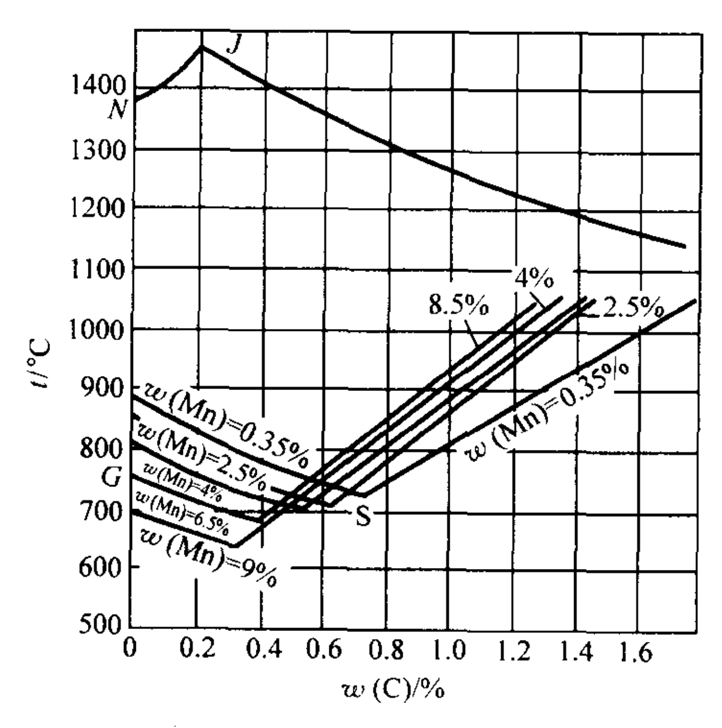


图 2.2-21　锰对 Fe－C 状态图的影响

如图 2.2-21 所示，锰除了降低共析温度外，还降低共析点的含碳量。因此，在相同含碳量及冷却速度下，随着钢中含锰量增加，显微组织中的珠光体不但细化，而且数量也

增多，从而导致钢的强度和硬度的上升。另外，A_3 温度下降，使共析铁素体在更低的温度下析出而细化。A_1 温度下降，还能抑制碳化物在过冷奥氏体晶界上的析出，使钢保持较高的塑性，降低钢的韧－脆性转变温度，因而是低温钢中的主要合金元素之一。

锰的最主要优点是能显著地提高钢的淬透性。各种合金元素对钢的淬透性的影响，可归纳于图 2.2-22 中，可见锰是作用最强的元素之一（仅次于微量硼）。

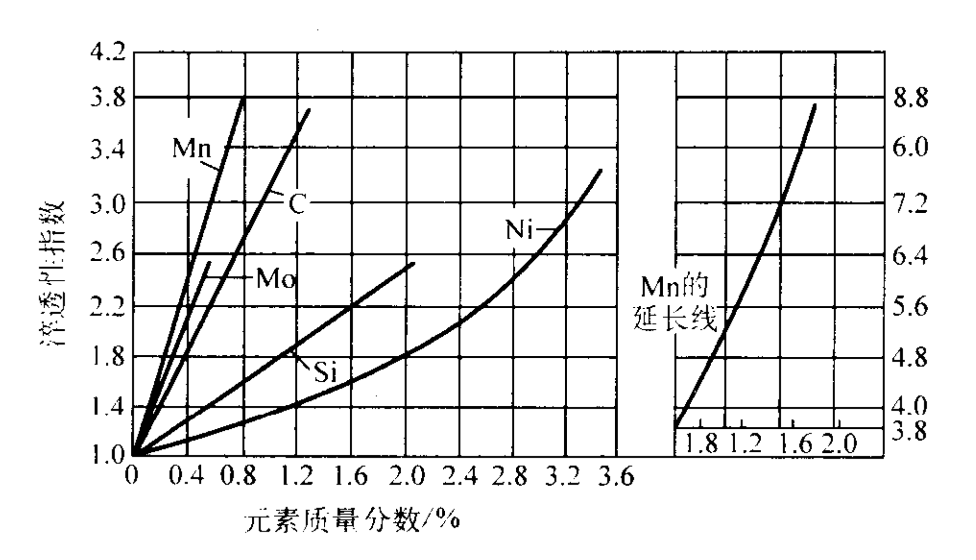


图 2.2-22　合金元素对钢的淬透性的影响

锰的这种作用是由于它能显著降低过冷奥氏体分解速度并使珠光体转变温度（Ar_1）下降（有关资料指出，每增加 w（Mn）＝1%约使 Ar_1 下降 50℃）。锰在钢中扩散速度远小于铁和碳，使过冷奥氏体发生珠光体转变的领先相—（Fe，Mn)$_3$ 成核困难；加上开始转变温度（Ar_1）下降，使原子扩散速度减慢，因而使转变孕育期加长，使钢的C曲线大大向右移动，临界淬火速度显著减小，淬透性显著增大。表 2.2-4 中列举了锰对钢淬火后淬透性影响的具体数据。另外，锰使 M_s 点下降，淬火后显微组织中的残余奥氏体数量增多，钢的塑性较高。锰对钢热处理的这些影响，对于形状复杂、淬火时容易变形的铸件具有特殊的意义。因为锰可使淬火冷却速度降低，甚至空冷也能明显地改善钢的显微组织。同时较多的残余奥氏体，减小了淬火中的应力和变形，为铸钢件的热处理带来了很大方便。

锰的不利一面是增大钢的过热敏感性，在稍有过热的情况下，晶粒就发生粗化。另外还增加回火脆性。

表 2.2-4　锰元素对中碳钢淬透性的影响

钢中的主要化学成分（质量分数）/%		淬火温度/℃	临界淬火速度/℃·s^{-1}	淬透直径/mm	
C	Mn			油淬	水淬
0.48	0.57	850	520	4	12
0.47	1.18	840	120	20	40
0.45	1.80	830	35	40	50
0.48	2.20	820	8	—	—

2）硅　硅在钢中不形成碳化物，只形成固溶体。它在铁素体中所产生的固溶强化作用仅次于碳和磷，而优于锰，因此它使钢的强度和硬度上升，但塑性有所下降。当钢中含硅量超过 3%以后，塑性和韧性的下降尤为显著。其原因是硅在铁素体中会减少有效滑移系，并促进晶界碳化物的析出。如含 w_C（Si）＝0.55%～0.57%的钢中，就有明显的晶界渗碳体。据显微探针分析，还证实硅促进枝晶偏析和使晶粒不均匀。

钢中少量的硅，可细化珠光体，实验证明 w（Si）＝0.23%使共析转变中，Fe_3C 片的增厚速度仅为不含硅时的 1/5，因而大大减小了 Fe_3C 片厚度，细化了珠光体。其作用的机理是：当过冷奥氏体中析出 Fe_3C 片时，硅基本上不进入 Fe_3C，全部被排除而集中于 Fe_3C 周围，阻碍了 Fe_3C 片的生长，同时，这些硅还阻碍回火中碳化物的聚集，提高了钢的抗回火性能。故钢中含有少量硅是有益的。

硅是缩小奥氏体相区的元素，如图 2.2-23 所示。它使钢的固态相变温度升高，据有关资料介绍，在含 w（C）＝0.4%钢中，每增加硅的质量分数 1%，可使 Ac_3 和 Ar_3 温度升高 40～50℃，Ac_1 和 Ar_1 温度升高 15～20℃。因此，硅使钢的热处理温度升高。在含硅较高的钢中，由于珠光体的转变在较高温度下进行，原子扩散速度的增加超过了上述硅在界面上的阻挡作用，从而使珠光体变粗。

如图 2.2-22 所示，在提高钢的淬透性方面，硅的作用较差，但是他与其他元素一同加入钢中时，其作用比它们单独使用时要大得多，这就是在低合金结构铸钢中，硅总是与其他元素配合使用的缘故，也是通常采用多元合金化的道理。

硅在钢中的不利方面是：降低钢的塑性和韧性，提高韧－脆性转变温度；增大钢中碳的活度，使热处理中的脱碳倾向加大。

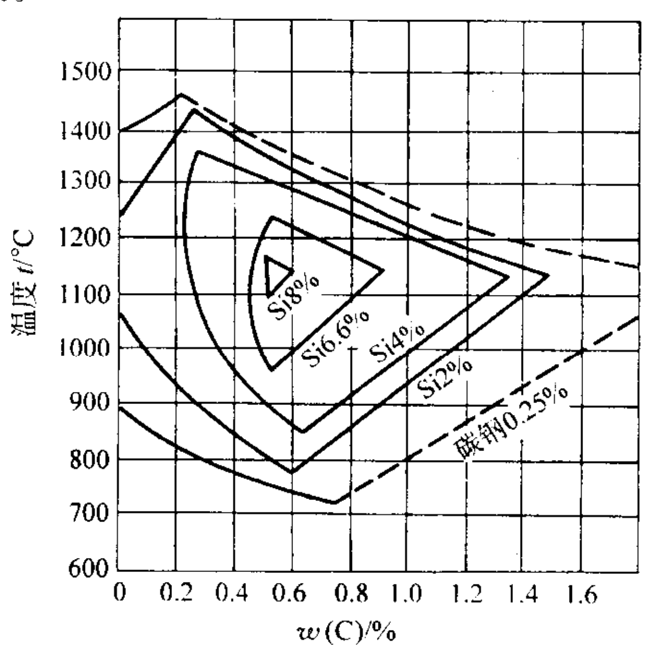


图 2.2-23　硅对 Fe－C 状态图的影响

注：图中%均为质量分数

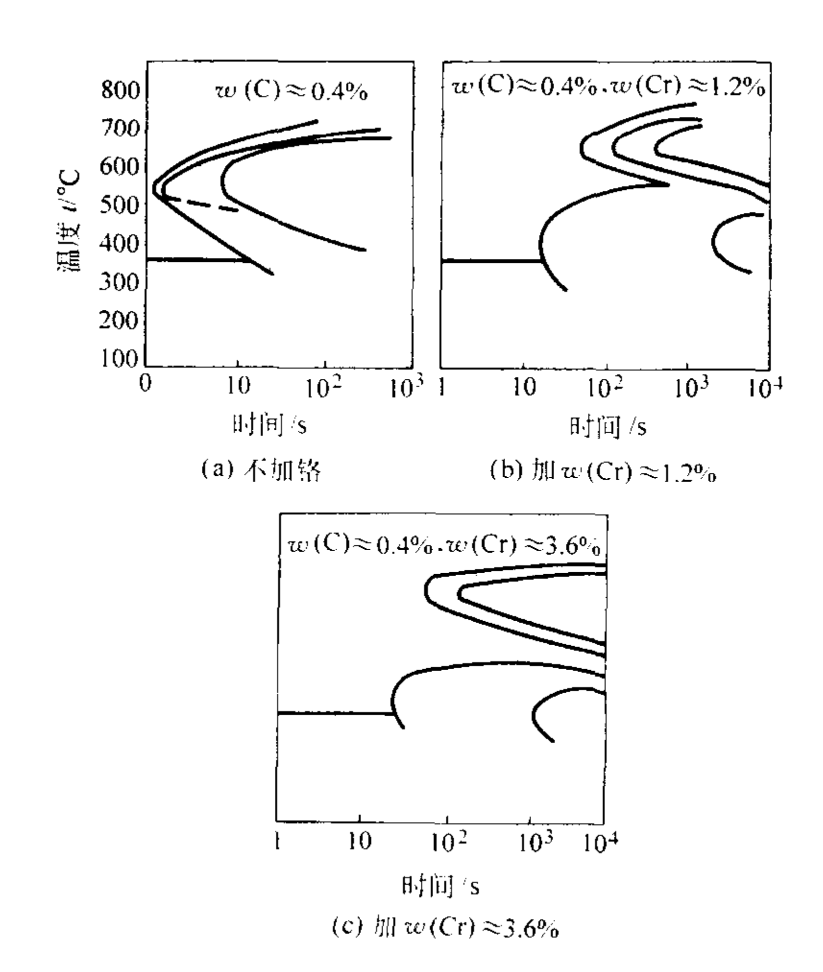
3）铬　铬既能固溶于铁素体中，又能与钢中的碳形成多种碳化物。它与碳的结合能力大于 Fe 和 Mn，而仅次于 W 和 Mo。它可以在渗碳体中置换部分铁原子而形成含铬合金渗碳体——（Fe，Cr)$_3$C。当含铬量较高时，在钢中可形成复杂型碳化物，如 $Cr_{23}C_6$ 和 Cr_7C_3。它们在钢中弥散析出，可起沉淀强化作用。

铬与硅相似，是缩小奥氏体相区的元素。铬在固溶体（奥氏体及铁素体）和碳化物中的浓度差异，使得铬在奥氏体分解时，需要重新分布。而铬在奥氏体中的扩散速度小，同时由于铬与碳有一定的结合力，又降低了碳的扩散速度，因而使得过冷奥氏体分解的孕育期增长，转变速度减慢，使C曲线向右移动，使钢的淬透性提高，如图 2.2-24 所示。

从图 2.2-24 中可见，随着钢中含铬量的增加，C曲线不但右移，而且珠光体转变和贝氏体转变曲线发生了分离，变成了双C曲线。其原因是铬使共析转变温度（Ar_1）上升，而使贝氏体转变温度（Ar_2）下降，故随钢中含铬量的增加，珠光体转变部分向高温移动，贝氏体转变部分向低温移动，上下逐渐分离。

值得注意的是，只有当铬固溶于奥氏体中时，才能提高钢的淬透性。如果铬的碳化物在加热和保温中未曾完全溶解，它们将会起形成晶核作用，反而促进了奥氏体的珠光体转变，降低钢的淬透性。

由于铬的提高淬透性固溶强化作用，能提高钢在热处理状态下的强度和硬度，同时在质量分数小于 2%时，还有提高钢的塑性作用，这是铬的独特优点，因而它广泛用于低合金调质结构钢中。



(a) 不加铬　(b) 加 w(Cr)≈1.2%　(c) 加 w(Cr)≈3.6%

图 2.2-24　铬对中碳钢 C 曲线的影响

铬在钢中的不利方面是增大回火脆性。

4) 钼　钼在钢中既可溶于铁素体或奥氏体中，又可形成碳化物。随着含钼量的增加，钼在钢中所形成的碳化物按如下次序变化：$Mo_{23}C_6 \rightarrow M_2C \rightarrow Mo_6C$。

钼固溶于钢中，能显著地提高钢的再结晶温度（w(Mo) = 1%大约可使钢的再结晶温度升高 115℃），因而能显著地提高钢的高温强度，钼是热强钢中的主要合金元素。钼具有这种作用可作如下的解释：固溶体中溶质原子与铁原子在尺寸和弹性模数上有差异，就会在溶质原子周围引起晶格畸变，而形成应力场。这种应力场将与位错周围的畸变应力场发生相互作用，如果相互作用的能量为负值（即可降低系统能量），而且绝对值越大，则这种溶质原子越易扩散偏聚到位错上去，与位错结合，形成所谓“气团”（实质上是位错上的溶质原子团）。这种“气团”具有强烈锁住位错的作用，使位错在较高温度下也难以运动，变形难以进行，表现出高的高温强度。钼的这种效应最强，大约 w(Mo) = 1%可使“气团”饱和，再进一步增加含钼量，效果就不显著了，所以钼在钢中的用量（质量分数）一般都小于 1%。当含钼量更高时，除了能起到上述作用以外，还会由于碳化钼的弥散析出而产生沉淀强化作用。

钼对钢的 C 曲线的影响如图 2.2-25 所示，它可使 C 曲线右移，从而显著地提高钢的淬透性，其作用强于铬，而仅次于锰。与铬相似，钼也使钢的 C 曲线的珠光体转变部分与贝氏体转变部分发生分离，使钢能在连续冷却中获得贝氏体，故是贝氏体钢中的主要合金元素。

钼作为单一的合金元素存在于钢中时，增加回火脆性，可是当它与其他导致回火脆性的元素如 Cr，Mn 等配合使用时，却可降低或抑制回火脆性。通常加入 w(Mo) = 0.40%就可获得这种效果。

5) 镍　镍和铬一样是世界上用量最大的一种合金元素。它在钢中只形成固溶体，而不形成碳化物。

镍是扩大奥氏体相区元素，它固溶于钢中，使相变临界温度（A_1，A_3）下降，使奥氏体在更低温度下进行分解。同时镍又使钢中元素扩散速度降低，因而增加了过冷奥氏体的稳定性，使 C 曲线右移，提高了钢的淬透性。并且，镍使钢的共析点左移，在相同含碳量下，能获得更多的珠光体。这些因素都有利于钢的强化。

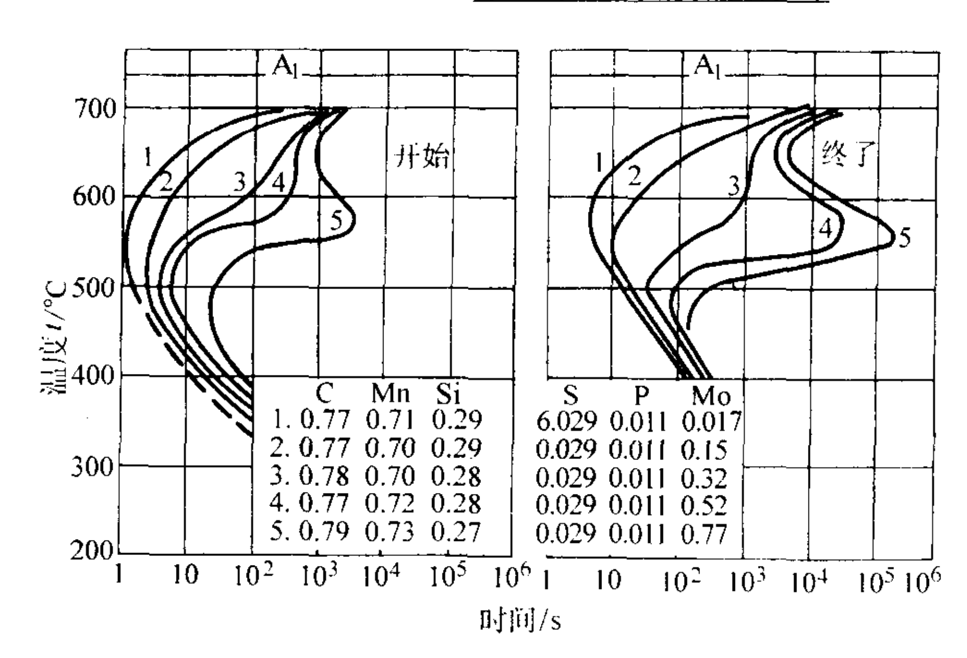


图 2.2-25　钼对钢 C 曲线的影响

（图中 C、Mn、Si、S、P、M_0 数字均为质量分数%）

镍在钢中的固溶强化作用是间接获得的，固溶于钢中的镍可增加碳的活度，增强了碳原子在位错周围的偏聚或沉淀倾向，从而阻碍位错的运动，显示出强化作用。虽然镍的这种强化机制的强化作用不很显著，但在强化的同时，却能使铁素体的塑性和韧性上升，这是其他元素所不及的（铬只有质量分数在 2%以下具有这种良好效应）。

镍不但可提高钢的常温塑性和韧性，还可使韧－脆性转变温度下降，故也是低温用钢的主要元素。

镍不易氧化，在氧化气氛下，随着其他元素的被氧化消耗，镍在钢的表面逐渐富集，而形成化学稳定性较高的富镍层，提高钢的抗氧化能力。

6) 铜　铜是扩大奥氏体相区的元素。它在钢中不形成碳化物，但固溶量也不大，在 1 484℃下，在奥氏体中约溶（质量分数）7.5%～8%；在铁素体中的溶解度更小，最大（质量分数）为 2.13%（在共析温度 850℃时），在 700℃时减至（质量分数）0.52%；室温下仅（质量分数）0.2%。溶解过剩的铜，以较纯的铜质点游离析出。因此，通过适当的热处理，可以发挥铜在钢中的沉淀强化作用，这种作用对于强化大截面铸件有着实际意义（大截面铸件心部不易淬透，就可利用铜的沉淀强化作用来提高其强度）。

铜在许多方面与镍相似，在对钢的力学性能的影响上，其作用可归纳为三个方面：①固溶强化，其作用略强于硅。②在含量（质量分数）超过 0.75%时，经固溶化处理和时效处理后，产生沉淀强化作用。③提高钢的韧性，降低钢的韧－脆性转变温度（该作用必须在调质状态下才能显示）。

铜能降低钢的熔点，从而改善钢液的流动性，有利于铸件的生产。

2.2　铸造低合金钢的牌号及性能

铸造低合金钢是在铸造碳钢的化学成分基础上加入一种或几种合金元素所构成的钢种，其合金元素的总含量（质量分数）一般不超过 5%。我国目前应用最广泛的铸造低合金钢种属于锰系和铬系两大系列，即以锰或铬作为主加合金元素，并在此基础上再加入其他种合金元素如硅、钼、钒、镍等，以达到进一步强化和获得一些特殊使用性能（如耐热、抗磨）的目的，从而构成二元、三元以至更多元化的铸造低合金钢。

如前所述，GB/T 5613—1995 中对铸钢规定了两种牌号表示方法。一种是以屈服强度和抗拉强度力学性能为主的牌号表示方法，如 ZG200-400 等。ZG 是代表铸钢的符号，200 和 400 分别是屈服强度和抗拉强度的最低值（MPa）；另一种则是以化学成分为主的牌号表示方法，如 ZG20Cr13 等。Cr 为铬元素符号，20 为平均碳含量（以万分之几计），13 为铬平均含量（质量分数）（%）。因此，对于前一种表示方法，

对应有国家标准 GB/T 14408—1993，有 8 种铸钢牌号，即 ZGD270-480，ZGD290-510，ZGD345-570，ZGD410-620，ZGD535-720，ZGD650-830，ZGD730-910 和 ZGD840-1030。其中，“ZG”表示“铸钢”，“D”表示“低合金钢”，而第一部分数值表示屈服强度（MPa）公称值，第二部分数值表示抗拉强度（MPa）公称值，这种牌号命名方法，与国际 ISO 标准对应一致。但我们仍习惯于使用低合金钢的牌号表示方法，即上述第二种表示方法，不同点是在低合金钢命名符号前冠以“ZG”的标志，具体命名方法是：在“ZG”后表示钢的含碳量公称值（以万分之一表示）的数字，后面是一系列的合金元素符号以及相应含量范围的标注数字，标注规定是：合金元素平均质量分数（%）< 1.5 时，不标数字（有时当质量分数为 1.1～1.49 时标注“1”字）；质量分数为 1.5～2.49 时，标注“2”字；质量分数为 2.5～3.49 时，标注“3”字，依次类推。下面着重讲述广泛应用的锰系及铬系钢种，也重点地介绍一些具有特殊使用性能的以及近年来新发展的铸造低合金钢。

2.2.1　锰系铸造低合金钢

锰系铸造低合金系列中比较常用的钢号及有关数据见表 2.2-5。

表 2.2-5　常用铸造锰系低合金钢

钢　号	化学成分（质量分数）/%				热处理	力学性能≥						
	C	Si	Mn	Cr		σ_b /MPa	σ_s /MPa	σ_b/σ_s /%	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HBS
ZG25Mn	0.20～0.30	0.30～0.45	1.10～1.30	—	正火、回火	490～540	290～340	65	30～35	45～55	49～98	155～170
ZG25Mn2	0.20～0.30	0.30～0.45	1.70～1.90	—	正火、回火	590～685	340～440	75	20～30	45～55	78～147	200～250
ZG30Mn	0.25～0.35	0.30～0.45	1.05～1.35	—	正火、回火	560～595	290～360	60	27～30	40～45	68.5～88	160～170
ZG35Mn	0.30～0.40	0.30～0.45	1.20～1.60	—	850～860℃淬火 560～600℃回火	590	340	58	14	30	49	—
ZG40Mn	0.35～0.45	0.17～0.37	1.20～1.50	—	850～860℃淬火 400～450℃回火	635	290	46	12	30	—	≥163
ZG40Mn2	0.35～0.45	0.30～0.45	1.60～1.80	—	870～890℃淬火 830～850℃油淬 560～600℃回火	635	320	50	12	—	—	187～255
ZG45Mn	0.40～0.50	0.20～0.40	1.20～1.50	—	840～850℃淬火 550～600℃回火	655	330	50	11	20	—	196～235
ZG20MnSi	0.16～0.22	0.30～0.45	1.00～1.30	—	900～920℃淬火 510～600℃回火	510	290	57	14	30	49	156
ZG30MnSi	0.25～0.35	0.60～0.80	1.10～1.40	—	870～890℃正火 570～600℃回火 870～880℃淬火 570～600℃回火	590 640	340 390	58 61	14 14	25 30	30 49	—
ZG30MnSiCr	0.28～0.38	0.50～0.70	0.90～1.20	0.50～0.80	880～900℃淬火 400～450℃回火	690	340	50	14	30	—	202
ZG35MnSiCr	0.30～0.40	0.50～0.75	0.90～1.20	0.50～0.80	880～900℃正火 400～450℃回火	690	340	50	14	30	40	217

铸造碳钢中含有 w（Mn）= 0.8%～0.9% 主要是为了脱氧及减轻硫的有害作用。当钢中含锰量提高至 w（Mn）= 1.10%～1.80% 时，就成为铸造低锰钢。在这个含量范围内，锰能提高钢的强度和硬度，而不降低塑性。含锰量更高时会损害钢的塑性。

锰在低合金钢中的主要作用是提高钢的淬透性，它是在一些合金元素中提高淬透性方面最强的，见图 2.2-22。

由于锰钢的淬透性良好，故可采取淬火加回火（调质）的热处理方法来使其充分强化。由于锰在铁素体中起固溶强化作用并使钢的共析转变温度降低，使钢组织中的珠光体分散度增大，因此即使是采用正火处理，铸造低锰钢的强度也比相同含碳量的铸造碳钢为高。单元锰钢的缺点是热处理中过热敏感性大（加热温度过高时，易发生晶粒长大现象），并易使钢产生回火脆性。

多元锰钢克服了单元锰钢的缺点，并能获得更高的性能。最常用的是锰硅钢，这种钢中硅的质量分数为 0.60%～0.80%。在锰硅钢中，硅起到以下三方面的作用。

1）硅的质量分数小于 1% 能使锰钢产生显著的强化作用，而塑性几乎不降低。同时，锰和硅的共同作用使钢的淬透性进一步提高，因此，锰硅钢比单元锰钢具有更好的力学性能。

2）在锰钢中加入硅可提高钢的表面强化效果，即在外力挤压作用下，钢的表面层硬度提高，从而提高钢的耐磨性，故锰硅钢常用于铸制齿轮毛坯。

3）锰硅钢具有比较良好的耐海水腐蚀的能力，故可用于制作船用零件。锰硅钢的缺点是易产生回火脆性，在热处理时 铸件回火后应速冷。往锰硅钢中加入适量的合金元素铬，能进一步提高钢的淬透性，使钢得到更高的强度和硬度。锰硅铬钢具有高的耐磨性，常用于铸制重型机械中的的齿轮毛坯等。

在上述的一些铸造锰合金钢中，锰是作为强化元素使用的。实际上，锰除了提高淬透性及细化珠光体等强化作用外，还具有使铁素体韧化、改善钢的低温韧性的作用。铸造低碳锰钢 ZG06MnNb［化学成分（质量分数）为 C≤0.07%，Si = 0.17%～0.37%，Mn = 1.60%～1.80%，Nb = 0.03%～0.04%］即为在低温（可达 -90℃）条件下使用的钢种。由于钢的含碳量低，故钢的组织是以铁素体为主，锰的作用在于提高铁素体的低温韧性，而铌则是起细化晶粒的的作用。细化晶粒也是提高钢的韧性的一种途径。

除了表 2.2-5 所列的以锰为主的低合金钢以外，锰系低合金钢还有：铸造硅锰钢、铸造锰钼钢、铸造硅锰钼钢、铸造锰钼钒钢及铸造硅锰钼钒钢、铸造锰钼钒铜钢等，它们的化学成分与力学性能分别见表 2.2-6～表 2.2-12 所示。

表 2.2-6　铸造硅锰钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	S、P≤
ZG20SiMn	0.12～0.22	0.60～0.80	1.00～1.30	0.035
ZG30SiMn	0.25～0.35	0.60～0.80	1.10～1.40	0.04
ZG35SiMn	0.30～0.40	0.60～0.80	1.10～1.40	0.04
ZG35SiMn	0.30～0.40	1.10～1.40	1.10～1.40	0.04
ZG45SiMn	0.40～0.48	1.10～1.40	1.10～1.40	0.04
ZG50SiMn	0.46～0.54	0.85～1.15	0.85～1.15	0.04

表 2.2-7　铸造硅锰钢的与力学性能

钢　号	热处理		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HBS	应用举例
	方式	温度/℃							
ZG20SiMn	正火 回火	900～920 570～600	295	510	14	30	50	156	水压机立柱、横梁、工作缸，水轮机转轮，车辆摇枕，侧架
ZG30SiMn	正火 回火 淬火 回火	870～890 570～600 870～880 400～450	345 390	590 635	14 14	30 50	30 50	— —	齿轮，滑板等
ZG35SiMn	正火 回火 淬火 回火	800～860 550～650 840～860 550～650	345 412	569 618	12 12	20 25	30 40	— —	齿轮，车轮等
ZG45SiMn	正火 回火 淬火 回火	860～880 520～680 860～880 520～680	373 441	588 637	12 12	20 25	30 40	— —	齿轮，车轮等

表 2.2-8　铸造锰钼钢的化学成分与力学性能≥

钢　号	化学成分（质量分数）/%					热处理	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HBS
	C	Si	Mn	Mo	S、P≤							
ZG20MnMo	0.17～0.27	0.17～0.37	0.90～1.20	0.20～0.30	0.04	正火 回火	265	471	19	40	50	156
ZG50MnMo	0.47～0.55	0.17～0.37	0.90～1.10	0.15～0.30	0.03，0.04	—	—	—	—	—	—	—

表 2.2-9　铸造硅锰钼钢的化学成分与力学性能≥

钢　号	化学成分（质量分数）/%					热处理		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	应用举例
	C	Si	Mn	Mo	S、P≤	方式	温度/℃						
ZG35SiMnMo	0.32～0.40	1.10～1.40	1.10～1.40	0.20～0.40	0.04	正火 回火	840～860 550～650	390	635	12	20	30	代 ZG40Cr 及 ZG35CrMo 齿轮
						淬火 回火	840～860 550～650	490	685	12	25	40	

表 2.2-10　铸造锰钼钒及铸造硅锰钼钒钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	Mo	V	S≤	P≤
ZG42MnMoV	0.38～0.45	0.17～0.37	1.20～1.50	0.20～0.30	0.10～0.20	0.03	0.035
ZG35SiMnMoV	0.32～0.40	0.60～0.90	1.10～1.40	0.20～0.30	0.20～0.20	0.03	0.035

表 2.2-11 铸造锰钼钒及铸造硅锰钼钒钢的力学性能≥

钢号	组织与热处理			σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HBS	应用举例
	铸态	热处理	处理后							
ZG42MnMoV	珠光体和铁素体	淬火 840℃ 回火 560℃	马氏体和回火索氏体	490	685	12	20	35	241 ~ 286	电铲，主动轮，起重机套筒，各种大齿轮等
ZG35SiMnMoV	珠光体和铁素体	淬火 880℃ 回火 620℃	马氏体和回火索氏体	540	685	14	25	50	228	

表 2.2-12 铸造锰钼钒铜钢的化学成分与力学性能≥

钢号	化学成分（质量分数）/%							热处理		力学性能≥						应用举例
	C	Si	Mn	Mo	V	Cu	S、P≤	方式	温度 /℃	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HBS	
ZG15MnMoVCu	0.10 ~ 0.15	0.35 ~ 0.45	0.90 ~ 1.40	0.80 ~ 1.20	0.10 ~ 0.30	0.80 ~ 1.00	0.04 ~ 0.035	退火 正火 回火	940 ~ 980 900 ~ 960 600 ~ 700	585	785	15	45	50	220	水轮机转轮、叶片

2.2.2 铬系铸造低合金钢

单元铬钢主要是 ZG40Cr。铬使钢具有良好的淬透性，壁厚 25 ~ 30 mm 的铸件可以采用油淬。铬在钢的回火过程中能抑制碳化物的析出，从而有利于采用调质（淬火 + 高温回火）方法进行处理。此外，质量分数在 2% 以下的铬能完全固溶于铁素体中，提高其强度，而不降低其塑性，这也是铬作为合金元素的优点之一。ZG40Cr 钢经过调质处理后具有良好的力学性能，特别是具有较高的硬度，故常用于铸造齿轮毛坯等重要铸件。

单元铬钢的缺点是具有回火脆性。往铬钢中加入适量的钼，能减轻钢的回火脆性倾向。加钼能进一步提高钢的淬透性。此外，由于铬和钼都具有提高渗碳体热稳定性，防止在高温条件下珠光体发生分解的作用，而且钼能显著提高钢的再结晶温度，防止钢在高温下发生晶粒长大，因此铬钼钢具有良好的耐热性能。当往钢中加入适量的第三种合金元素钒时，能显著地细化晶粒，使钢的强度和韧性进一步提高。而且钒也具有防止钢在高温下晶粒长大的作用。因此铬钼钒钢适用于耐热零件，可在高温（450 ~ 650℃）下应用。如 ZG20CrMoV 和 ZG15Cr1Mo1V 钢在气轮机制造中，用于制造高压缸和主汽阀等重要铸件，在高温高压的过热蒸汽的作用下长期地工作。这种在高温下具有持久强度的钢属于热强钢。

镍提高淬透性的作用，在与铬共存时，表现得尤为突出。而且，镍固溶于铁素体中，使其强度与韧性同时上升，因此铬镍钢的主要性能特点是高淬透性和高韧性，主要用于高负荷、受冲击的调质零件。铬镍钢中的 Cr/Ni 比是随强度要求而异，一般中强度钢为 1；而高强度钢中则为 1/3。

由于镍能有效地提高钢的低温韧性，所以铬镍钢是常用的低温钢种。

铬系铸造低合金钢：铸造铬钢、铸造铬钼钢、铸造铬锰硅钢、铸造铬锰钼钢、铸造铬钼钒钢、铸造铬铜钢、铸造铬镍钼钢的化学成分与性能分别见表 2.2-13 ~ 表 2.2-22。

表 2.2-13 铸造铬低合金钢的化学成分与性能

钢号	化学成分（质量分数）/%					热处理		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HBS	应用举例
	C	Si	Mn	Cr	S、P≤	方式	温度/℃						
ZG40Cr1	0.35 ~ 0.45	0.20 ~ 0.40	0.50 ~ 0.80	0.80 ~ 1.10	0.035	正火 回火 正火 淬火 回火	830 – 860 520 – 680 830 – 860 830 – 860 525 – 680	345 471	630 686	18 15	26 20	≤212 229 – 321	高强度铸件，如齿轮及齿轮缘等
ZG70Cr	0.65 – 0.75	0.25 – 0.45	0.55 – 0.85	0.80 – 1.00	0.04，0.05	正火 回火	840 – 860 630 – 650	不规定				≥217	耐磨性好，可部分代替 ZGMn13，加工性能比 ZGMn13 好

表 2.2-14 铸造铬钼低合金钢的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	Cr	Mo	S、P≤
ZG20CrMo	0.17 ~ 0.25	0.20 ~ 0.45	0.50 ~ 0.80	0.50 ~ 0.80	0.40 ~ 0.60	0.035
ZG35CrMo	0.30 ~ 0.37	0.30 ~ 0.50	0.50 ~ 0.80	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.30	0.035
ZG40CrMo	0.35 ~ 0.45	0.17 ~ 0.45	0.50 ~ 0.80	0.80 ~ 1.10	0.20 ~ 0.30	0.04
ZG20Cr5Mo	0.15 ~ 0.25	≤0.50	≤0.60	4.00 ~ 6.00	0.50 ~ 0.65	0.04
ZG17CrMo	0.15 ~ 0.20	0.30 ~ 0.60	0.50 ~ 0.80	1.20 ~ 1.50	0.45 ~ 0.55	0.04

表 2.2-15 铸造铬钼低合金钢的力学性能性能

钢号	热处理		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HBS	应用举例
	方式	温度/℃							
ZG20CrMo	正火 回火	880 ~ 900 600 ~ 650	245	460	18	30	30	135	长期工作于 400 ~ 500℃的零件，如汽轮机气缸、隔板
ZG35CrMo	正火 回火 淬火 回火	900 550 ~ 600 850 600	390 540	585 685	12 12	20 25	30 40	— —	链轮、电铲支撑轮、套等
ZG20Cr5Mo	正火 回火	— —	490	785	14	30	—	—	中温高强度耐热钢
ZG17CrMo	正火 回火	910 ~ 930 640 ~ 660	295	540	15	35	50	193 ~ 207	风扇磨煤机

表 2.2-16 铸造铬锰硅低合金钢的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	Cr	S、P≤
ZG30CrMnSi	0.28 ~ 0.38	0.50 ~ 0.75	0.90 ~ 1.20	0.50 ~ 0.80	0.04 ~ 0.045
ZG35CrMnSi	0.30 ~ 0.40	0.50 ~ 0.75	0.90 ~ 1.20	0.50 ~ 0.80	0.035

表 2.2-17 铸造铬锰硅低合金钢的力学性能

钢号	热处理		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HBS	应用举例
	方式	温度/℃							
ZG30CrMnSi	正火 回火	880 ~ 900 400 ~ 450	345	690	14	30	—	202	受冲击及磨损零件，如齿轮及滚轮等，铸造及热处理过程易变形和裂纹
ZG35CrMnSi	正火 回火	880 ~ 900 400 ~ 450	345	685	14	30	40	≤217	

表 2.2-18 铸造铬锰钼低合金钢的化学成分与性能

钢号	化学成分（质量分数）/%						热处理	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	应用举例
	C	Si	Mn	Cr	Mo	S、P≤						
ZG30CrMnMo	0.25 ~ 0.35	0.17 ~ 0.45	0.90 ~ 1.20	0.90 ~ 1.20	0.20 ~ 0.30	0.04	正火回火	635	835	10	25	负荷较大的耐磨铸件、热锻模及冲头、轧辊
ZG50CrMnMo	0.50 ~ 0.60	0.25 ~ 0.60	1.20 ~ 1.60	0.60 ~ 0.90	0.15 ~ 0.30	0.04	正火回火	-	-	-	-	
ZG60CrMnMo	0.55 ~ 0.65	0.25 ~ 0.40	0.70 ~ 1.00	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.30	0.04	正火回火	392	736	11	30	

表 2.2-19 铸造铬钼钒低合金钢的化学成分与性能

钢号	化学成分（质量分数）/%							热处理		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HBS	应用举例
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S、P≤	方式	温度/℃							
ZG20CrMoV	0.18 ~ 0.25	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.20	0.50 ~ 0.70	0.20 ~ 0.30	0.03	一次正火 二次回火 回火	940 ~ 950 920 ~ 940 690 ~ 710	314	490	15	30	30	140 ~ 201	汽轮机蒸汽室、汽缸等
ZG15Cr1Mo1V	0.12 ~ 0.20	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	1.20 ~ 1.70	0.90 ~ 1.20	0.20 ~ 0.30	0.03	一次正火 二次回火 回火	1 000 980 ~ 1 000 710 ~ 740	345	490	15	30	30	140 ~ 201	570℃下工作的高压阀门

表 2.2-20 铸造铬铜低合金钢的化学成分与力学性能

钢 号	化学成分（质量分数）/%						热处理		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K/ J·cm^{-2}	HRS	HRC	应用举例
	C	Mn	Si	Cr	Cu	S、P≤	方式	温度/℃								
ZG14Cr5Cu	0.10~0.18	≤0.5	0.17~0.37	4.5~5.5	0.9~1.1	0.03	退火	880~900						95		试用于水轮机乃泥沙磨损铸件
							正火	920	590	685	13~17	50	30			
							回火	600	1 080	1 275	8~12	30	30			
							回火	400							35	

表 2.2-21 铸造铬镍钼低合金钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	P≤	S≤	Cr	Mo	Ni
ZG34Cr2Ni2Mo	0.30~0.37	0.30~0.60	0.60~1.00	0.035	0.035	1.40~1.70	0.15~0.35	1.40~1.70

表 2.2-22 铸造铬镍钼低合金钢的力学性能

钢 号	热处理	截面尺寸 /mm^2	力学性能 ≥					HBS	用途举例
			σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J		
ZG34Cr2Ni2Mo	调质	<150	950~1 000	700	12	—	32	240~290	用于综合力学性能要求优良的铸件，如锥齿轮、小齿轮、起重机行走轮、轴等
		150~250	800~950	650	12	—	28	220~270	
		250~400	800~950	650	10	—	20	220~270	

2.3 低合金钢的铸造性能特点

由于低合金钢是在碳钢的化学成分基础上，加入为量不多的合金元素构成的，因此某种低合金钢的铸造性能与相同含碳量的碳钢是相近的。合金元素对于钢的各项铸造性能的影响主要表现在如下几个方面。

2.3.1 流动性

合金元素对于钢的流动性的影响表现在三个方面：对钢的液相线温度的影响，对钢液热导率的影响，以及对形成夹杂物的影响。一般情况是，高熔点的合金元素，如钼、铬等，均使钢的液相线温度上升，降低流动性。降低钢液热导率的合金元素如锰、镍等，均延长钢液的流动时间，提高流动性。容易氧化。在钢液中形成氧化膜的合金元素如铬、钼等，均降低流动性。当然这些合金元素对钢液流动性的影响与它们的含量有关。几种钢液的流动性比较见图 2.2-26。

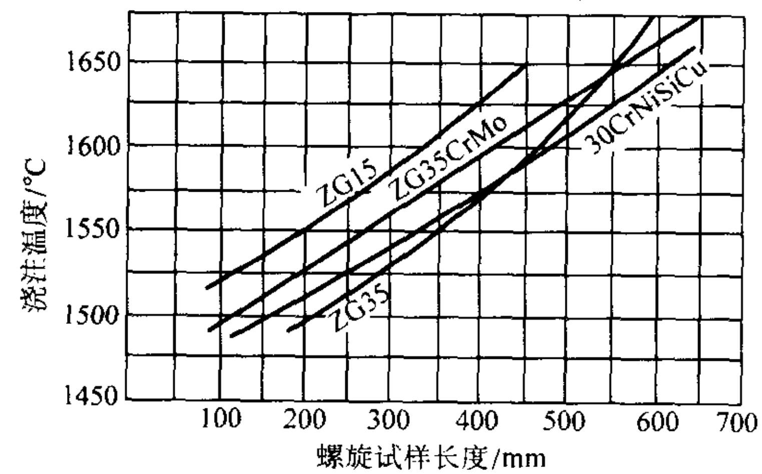


图 2.2-26 几种钢液流动性的比较

2.3.2 热裂倾向

合金元素对钢形成热裂有一定的影响。容易生成氧化夹杂物的合金元素如铬、钼等，使钢的热裂倾向增大。而能形成钢结晶的异质核心，细化晶粒的元素如钛、锆和钒等，由于能提高钢的热裂抗力，故能起防止热裂的作用。用稀土元素对钢液进行变质处理，能大大减轻钢中硫和氧的有害作用，因而具有显著的减少热裂的效果。

2.3.3 冷裂倾向

合金元素对铸钢件形成冷裂有显著的影响。由于合金元素降低钢的热导率，并增大钢的弹性模量（E 值），故使钢件在冷却过程中产生的热应力增大。虽然由于加入合金元素，也使钢的强度有所提高，但铸件中内应力增大的幅度超过强度的提高，故使冷裂的倾向增大，特别是铬、锰、钼等元素的影响较大。

2.4 低合金钢铸件的热处理

在铸造碳钢条件下，热处理是为了细化晶粒、改善铸态组织和消除铸造应力。而对于低合金钢铸件，热处理不仅具有上述的作用，而且还要发挥合金元素提高钢淬透性的作用。因此，低合金钢铸件的主要热处理方式是淬火+回火或正火+回火。低合金钢铸件的热处理工艺特点如下。

2.4.1 退火

由于低合金钢中合金元素偏析倾向大，加上钢的导热性能差，在铸件凝固和冷却过程中所产生的内应力比碳钢铸件更大，铸件更容易变形和开裂。因此应先进行消除应力和细化组织的退火处理，以后再进行铸件的粗加工和其后的淬火+回火或正火+回火处理。退火的加热温度见表 2.2-23。对于一些大型铸钢件，由于钢的晶粒内部元素的偏析程度更大，故当必要时还可以采取扩散退火。扩散退火的加热温度高（1 000℃以上），保温时间长（10 多小时），不仅多消耗能源，而且还使铸件表面氧化，并可能产生铸件变形，因此只有在特殊需要时，才采用这种热处理方式。

表 2.2-23 铸造低合金钢的热处理温度 ℃

钢 种	预先退火温度	淬火或正火温度	回火温度
低 Mn	850~950	870~930	600~680
低 Mn-Cr	980~1 000	870~930	600~680
Si-Mn	850~1 000	850~900	600~680
低 Mo	900~1 000	870~930	600~700
Cr-Mo	870~1 000	870~930	650~750

2.4.2 淬火（正火）

在低合金钢中，由于多数合金元素有稳定渗碳体的作用，并且合金元素在奥氏体这中扩散速度比铁和碳都慢得多，故在低合金铸件加热至奥氏体相区时、渗碳体的溶解及

奥氏体内部成分均匀化的程度比碳钢慢得多。为了加速这一过程，在低合金钢铸件淬火或正火时，可采取比碳钢铸件更高一些的加热温度，一般采用 Ac_3 + （50～100）℃。低合金铸件的保温时间与碳钢铸件相同，一般是按照铸件壁厚决定，每 25 mm 增加 1 h 保温时间。

2.4.3　回火

合金元素锰、铬和单独使用的钼，都会使钢产生回火脆性。而当钼与锰或铬配合使用时，能抑制钢的回火脆性。采用快速冷却也能改善其力学性能，特别是提高屈服强度和韧性。因此在铸件结构条件允许，不易产生变形和开裂条件下，可采取水冷。

3　铸造不锈钢

3.1　钢的耐腐蚀原理

铸造不锈钢主要用于制造化工设备中受液体或气体腐蚀的铸件。除此以外，在石油工业、化学工业以及食品医药工业中也用得很多。

使不锈钢具有耐蚀性的合金元素主要是铬。铬溶于铁的晶格中形成固溶体。当钢中含铬量达到一定的浓度（质量分数约 12%）以上时，就会在钢的晶粒表面形成一层致密的、含氧化铬（Cr_2O_3）的薄膜，其组成可以用 $FeO·Cr_2O_3$ 表示。这种氧化膜在氧化性酸类（如硝酸）中具有高的化学稳定性，称为钝化膜。这层钝化膜的作用在于保护晶粒内部，使之免于受到腐蚀。不锈钢的最低铬质量分数为 13%，进一步提高含铬量时，就会形成更厚实，而且 Cr_2O_3 更富集（膜的成分中 Cr_2O_3 所占比例更大）的钝化膜，从而使钢的抵抗氧化性介质腐蚀的能力进一步增强。但当含铬量达到一定程度（质量分数约 25%）以后，再继续提高含铬量时，对提高耐蚀性方面所起的作用就不显著了。

铬作为合金元素除了能使钢具有抵抗化学腐蚀的能力以外，还能提高抵抗电化学腐蚀的能力。钢组织中不同的相具有不同的电极电位（如铁素体的电极电位低于渗碳体），因而当钢在具有电解质溶液性质的酸类中，会在钢的组织内部构成原电池而发生电化学腐蚀过程。其结果将是电极电位较低的一相被腐蚀。合金元素铬固溶于铁素体中，能提高它的电极电位，缩小两相之间电极电位的差值，从而减轻电化学腐蚀现象。

在铬镍不锈钢及含钼、铜的铬镍不锈钢中，合金元素镍、钼和铜也在形成钝化膜和提高铁素体电极电位方面起到一些作用。

3.2　不锈钢的牌号及性能（化学成分）

世界上通用的不锈钢可概括地分为两类：铬不锈钢和铬镍不锈钢。我国的铸造不锈钢的钢号、化学成分和用途见表 2.2-24。

表 2.2-24　铸造不锈钢的牌号、化学成分及用途

类别	牌　号	化学成分（质量分数）/%											用　途
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu	N	P	S	
铬不锈钢	ZG1Cr13	≤0.12	≤1.0	≤0.6	12.0～14.0						≤0.035	≤0.03	在空气及弱腐蚀性介质（如盐水及稀硝酸）中，在温度不超过 30℃的条件下有良好的耐蚀性，在食品、医药和化工设备上用得较多
	ZG2Cr13	0.16～0.24	≤1.0	≤0.6	12.0～14.0						≤0.035	≤0.03	
高铬不锈钢	ZGCr28	0.5～1.0	0.5～1.3	0.5～0.8	26.0～30.0						≤0.10	≤0.08	对硝酸的耐蚀性很高，适用于制造硝酸浓缩设备的容器、管道、阀体和泵，也可用于制造生产氯酸钠和磷酸等设备的零件
	ZGCr34	1.5～2.2	1.3～1.7	0.5～0.8	32.0～36.0						≤0.10	≤0.10	
铬镍不锈钢	ZG1Cr18Ni9	≤0.12	≤1.0	1.0～2.0	17.0～20.0	8.0～11.0					≤0.04	≤0.03	在很多强腐蚀性介质（如硝酸、大部分有机酸和无机酸，磷酸和碱）中均具有良好的耐蚀性。但对硫酸和盐酸的耐蚀性差（加钼的钢对硫酸的耐蚀性较好），广泛用于制造化工设备和石油加工设备的零件。这种钢无磁性，又是作为无磁钢使用
	ZG1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.0	1.0～2.0	17.0～20.0	8.0～11.0					≤0.04	≤0.03	
	ZG1Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.12	≤1.0	1.0～2.0	16.0～19.0	11.0～13.0	2.0～3.0	0.3～0.7			≤0.04	≤0.03	
	ZG1Cr18Ni12Mo3Ti	≤0.12	≤1.0	1.0～2.0	16.0～19.0	11.0～13.0	3.0～4.0	0.3～0.7			≤0.04	≤0.03	
铬锰氮不锈钢	ZG1Cr18Mn13Mo2CuN	≤0.12	≤1.5	12.0～14.0	17.0～19.0	3.0～	1.5～2.0		1.0～1.5	0.20～0.30	≤0.06		在硝酸、醋酸及低浓度的硫酸等介质中具有良好的耐蚀性，适于制造化工设备和食品加工设备的零件
	ZG1Cr17Mn9Ni3Mo3Cu2N	≤0.12	≤1.5	8.0～10.0	16.0～19.0	4.0	3.0～3.5		2.0～2.5	0.18～0.26	≤0.06		

注：钢中钛的含量根据含碳量决定，可按公式 w（Ti）= 5×（w（C）－0.02%）～0.8%计算。

3.3　不锈钢的铸造性能

铬镍不锈钢在铸造性能方面有以下特点。

1）流动性差，并易产生冷隔。由于钢液含铬量高，在浇注过程中易生成氧化铬夹杂物而使流动性降低。氧化铬膜还使铸件易产生冷隔和表面皱皮等缺陷。钢液温度过低和浇注时间越长时，氧化现象越严重。因此应适当提高浇注温度并缩短浇注时间。铬镍不锈钢铸件的浇注温度一般不应低于1 530℃，浇注系统的截面面积应比碳钢铸件大30%～50%。

2）体收缩大，易产生缩孔和缩松。为了使铸件组织致密，应力求使铸件进行顺序凝固，铬镍不锈钢铸件的冒口尺寸应比碳钢铸件大30%～50%。

3）易产生热裂。铬镍钢的线收缩大（自由线收缩率约为3.0%～3.2%），而且不锈钢的高温强度低，因此铸件易因收缩受阻而产生热裂。为防止热裂，应加强铸型和型芯的容让性。

4）易产生热粘砂。由于钢液温度高，易产生热粘砂。为了保证铸件表面质量，可采用耐火度高的涂料，如铬矿粉涂料、镁砂粉涂料、锆砂粉涂料等来涂刷铸型和型芯的表面。

3.4　常用不锈钢

3.4.1　铬系不锈钢

（1）铬不锈钢

铬不锈钢的公称铬的质量分数为13%，它是不锈钢中含铬量最低的一种。关于这一最低含铬量是根据以下两方面考虑确定的。

1）能形成足够厚度（100 nm以上）的钝化保护膜。

2）能有效地提高基体（如铁素体）的电极电位。

基体的电极电位随含铬量的增加而提高。这种提高不是渐变的，而是突变式的。当含铬量与含铁量的原子数比达到1/8、2/8、3/8、…、n/8，也即12.5%、25%、37.5%时，电极电位都有显著的提高，钢的腐蚀程度也相应地显著减弱，这个规律称为n/8规律，如图2.2-27所示。

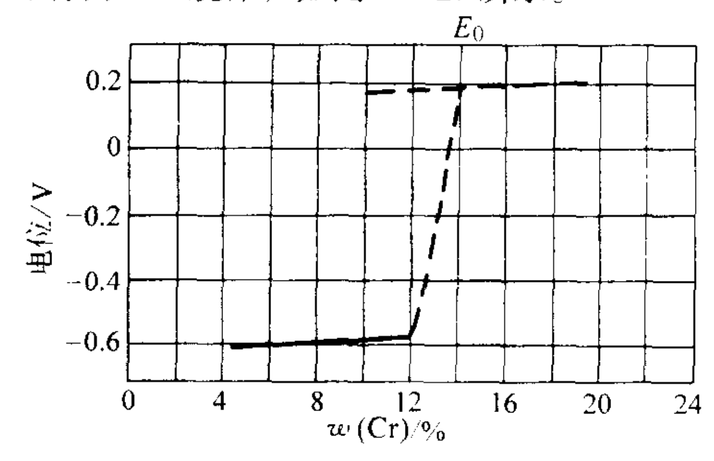


图2.2-27　铁－铬合金的电极电位与含碳量的关系

对于铁－铬合金来说，12.5%原子比相当于11.7%重量比，即当含有（质量分数）11.7%铬时，电极电位发生突变（其值由－0.56 V变为＋0.20 V）。因此铬的最低含质量分数约为12%。生产上规定钢的化学成分时总要给出上、下限的，因而规定铬质量分数范围为12%～14%，即公称铬质量分数为13%。Cr13型钢是一个系列，在冶金工业行业标准中将钢按照不同含碳量分为五种钢号：0Cr13、1Cr13、2Cr13、3Cr13和4Cr13。其中0Cr13、1Cr13和2Cr13的耐腐蚀性能较好，是作为不锈钢使用的，而3Cr13和4Cr13的耐蚀性不如前三种好，但它们的强度和硬度较高，因此，这两种钢主要用于制造弹簧、滚动轴承、量具、刃具及医疗器械等。作为铸造不锈钢，一般上是ZG1Cr13和ZG2Cr13。此外还有在0Cr13钢的基础上添加一些镍、钼和稀土元素构成的多元合金钢如0Cr13Ni4MoRE等钢种。

铬属于缩小奥氏体区的元素，它促使钢形成铁素体。此外，它还有提高钢淬透性的作用。1Cr13钢和2Cr13钢在平衡状态下得到的金相组织是铁素体和碳化物（见图2.2-28），而在铸态下得到的金相组织是铁素体、马氏体和碳化物。铸态组织中有马氏体存在是由于铬提高钢淬透性的结果。应该指出，不锈钢中的碳化物与碳钢中的碳化物不同，它主要是由铬与碳形成的化合物。由于在钢中形成了含铬量很高的碳化物，使得铁素体中的含铬量降低，钝化保护膜不能形成，降低了钢的耐蚀性。此外，钢中的碳化物还降低力学性能，使钢变脆、易开裂。因此必须通过热处理方法来消除钢中的碳化物。方法是将钢加热至SE线以上的温度（1 000～1 050℃），保温一段时间，使铸态组织中的碳化物充分固溶在奥氏体中，然后进行水淬，利用快速冷却使碳化物来不及析出。铸造铬不锈钢的热处理通常包括退火、淬火和回火三个步骤。ZG1Cr13不锈钢中、小铸件的热处理规范示于图2.2-29。退火的目的是为了消除铸造应力，淬火是为了得到马氏体，并防止碳化物析出，而回火则是为了消除淬火应力和提高冲击韧度。热处理后钢的金相组织主要由含碳量决定：如果钢的含碳量很低（w（C）＜0.08%，则钢的金相组织是单一的铁素体；如果提高碳质量分数至0.10%～0.15%时，则钢的金相组织变为铁素体－马氏体混合组织；如果继续提高含碳质量分数至0.15%～0.25%时，则钢的金相组织是单一的马氏体。ZG1Cr13钢的碳质量分数为0.10%～0.12%，因而具有铁素体－马氏体组织（见图2.2-30）。ZG2Cr13钢的碳质量分数为0.16%～0.24%，因而具有马氏体组织。

铬不锈钢中含碳量对耐蚀性有显著的影响，钢的含碳量越低，则耐蚀性越好。ZG1Cr13钢比ZG2Cr13钢的耐蚀性好。两种钢在力学性能方面各有其特点：ZG1Cr13钢的强度比ZG2Cr13钢低，但其塑性和冲击韧度则比ZG2Cr13钢高些。ZG1Cr13钢在经过热处理后的力学性能可以达到如下的指标：$\sigma_s \geq 450$ MPa；$\sigma_b \geq 630$ MPa；$\delta_5 \geq 16\%$；$\psi \geq 40\%$；$a_K \geq 6.0 \times 10^5$ J/m^2。

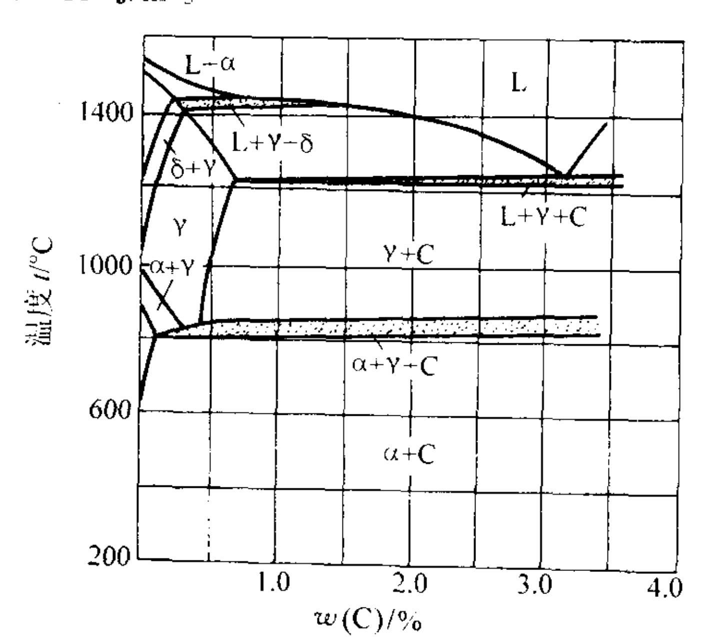


图2.2-28　Fe-Cr-C合金平衡图中w（Cr）＝12%的截面

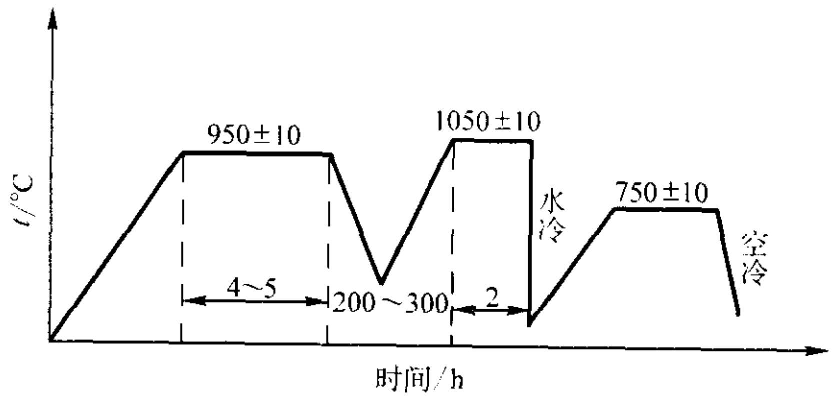


图2.2-29　ZG1Cr13钢铸件的热处理规范

（2）高铬不锈钢



图 2.2-30　ZGCr13 不锈钢的金相组织　×320
（基体为铁素体，深色的、带有针状物的组织是马氏体）

高铬不锈钢中铬的公称质量分数为 28% 和 34%，这种钢不仅含铬量高，而且含碳量也高（最高碳的质量分数达 1.0% 和 2.2%）。钢的金相组织是莱氏体。这种钢实质上是白口铸铁的性质，因此通常又称为“铬铁”。这种钢含铬量超过原子比 2/8（质量分数 23.4%），比铬不锈钢高一级，因此在电化学性质方面更加稳定，耐蚀性也更好。但是力学性能很差，硬而且脆，不能承受冲击，因此限制了它的应用。由于这种钢是一种脆性的金属材料，所以在力学性能试验方面是采取灰铸铁的试验方法，即测定其抗弯强度、抗拉强度、断裂时试样的挠度和硬度四项指标。铬的质量分数为 28% 的 ZGCr28 铸钢的力学性能指标如下：抗弯强度 ≥600 MPa；抗拉强度 ≥350 MPa；挠度 ≥6 mm；HBW = 220 ~ 270。w（铬） = 34% 的 ZGCr34 钢比 ZGCr28 钢的力学性能更差，目前在生产上，ZGCr34 钢已经被淘汰了。

高铬钢铸件采用的热处理方式是退火。由于钢中含铬量高，所以莱氏体中的碳化物具有很高的稳定性，在加热到很高的温度（甚至接近钢的熔点）时也不会发生分解。因此在热处理过程中不发生相变。这样也就不可能通过热处理来提高钢的力学性能。采用退火处理仅在于消除铸造应力。由于这种钢是脆性的而且强度低，所以在升温过程中，当温度达到 350℃时，最好进行一段时间的均热，以免因铸件加热过急，产生大的应力而开裂。铸件的冷却方式宜采用空冷。尤其是当铸件冷却至 625℃左右时，应该快速冷却。如果冷却缓慢则会在钢中出现脆性的 σ 相（关于 σ 相将在后面“铬锰氮不锈钢”中提到），使钢变脆。当进一步冷却至 475℃时，如果缓慢冷却，也会产生脆性（称为“475℃脆性”）。关于这种脆性的机理，直到目前还没有明确的解释。

在铸造性能方面，铬不锈钢和高铬不锈钢由于含铬量高，容易产生氧化铬膜而在铸件中造成夹渣。高铬钢的体收缩比碳钢大，因此在铸件中容易形成缩孔。此外，由于钢的导热性差和高温强度低，容易产生热裂。

3.4.2　铬 - 镍系不锈钢

在不锈钢的领域中，奥氏体型的铬 - 镍不锈钢由于耐蚀性能良好并有较好的力学性能而得到广泛的应用。如在化学工业及其他工业中大量用于铸造耐蚀的泵、阀等设备的零件。

铬 - 镍不锈钢中的铬的公称质量分数为 18%。当钢中不含镍时，其金相组织为铁素体和碳化物（见图 2.2-31）。铬合金铁素体强度低、塑性差，再加上分布于晶界的碳化物脆性相，使得这种钢的力学性能不能满足制造机器零件的要求。为了改善钢的力学性能，往钢中加入镍，以使钢具有奥氏体组织。当钢中 w（Cr） = 18%时，加入 w（Ni） = 8%，可得到全奥氏体组织。根据图 2.2-32 可知，钢在平衡状态下的组织为奥氏体、铁素体和碳化物，但在铸造条件下，共析转变来不及进行，因而在常温下得到的组织为奥氏体和碳化物。

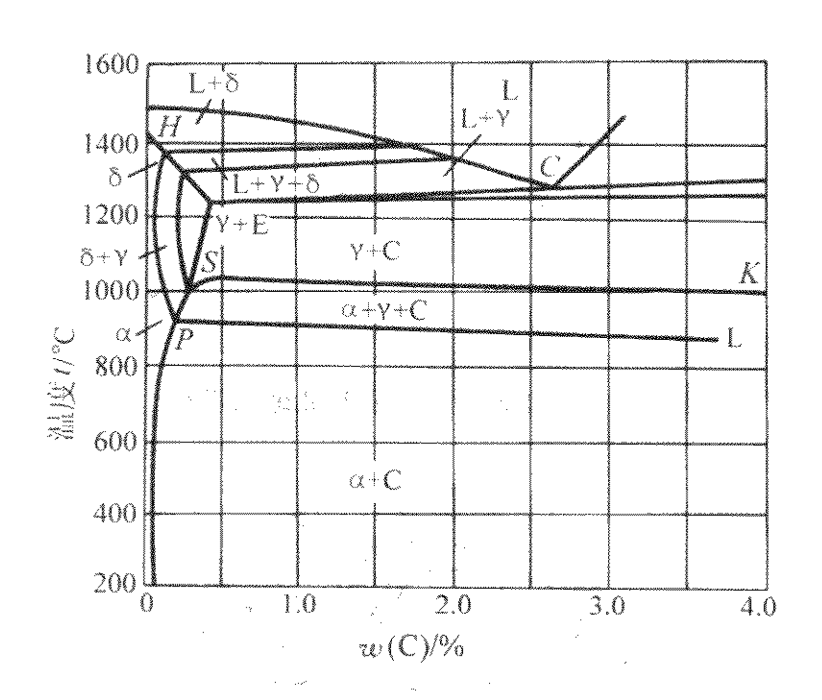


图 2.2-31　Fe - Cr - C 合金相图中，w（Cr） = 18%的截面图

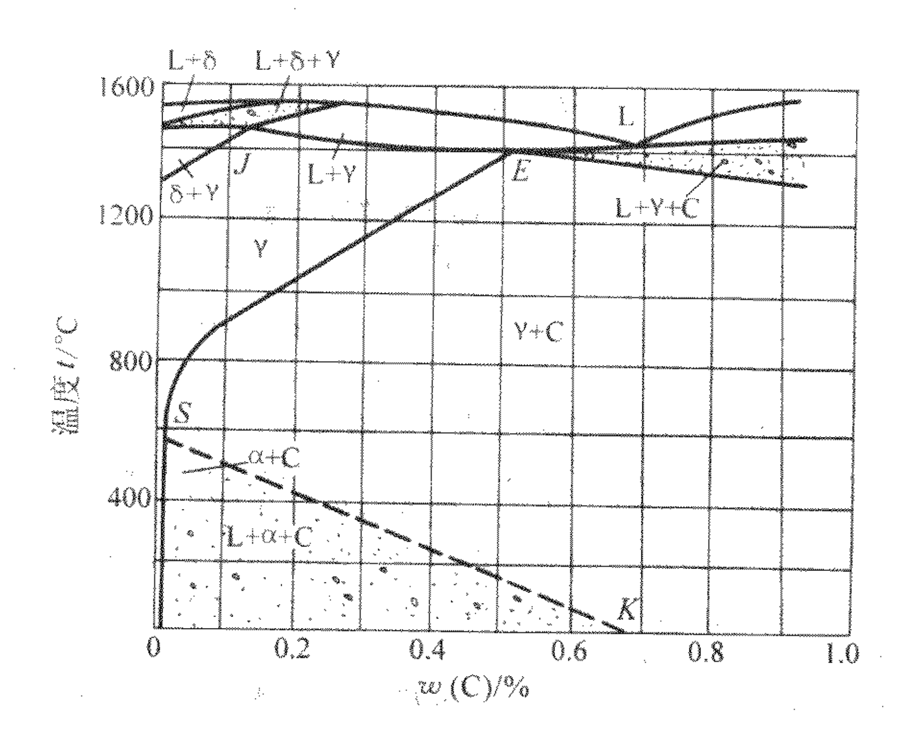


图 2.2-32　Fe - Cr - Ni - C 合金相图中 w（Cr） = 18%，Ni = 8%的截面图

为了消除碳化物，可将钢进行固溶化处理，即将钢加热至 1 050 ~ 1 100℃，保温一段时间，而后进行水淬，得到单一奥氏体组织。这样就使钢具有了较高的强度和良好的塑性和韧性。铬镍不锈钢固溶处理后的组织见图 2.2-33。在生产上有时发现在固溶处理后钢的组织中仍有少量的碳化物在晶界处析出，尤其是厚壁铸件的中心部分容易发生这种现象。不锈钢中的碳化物中含有很高的铬，其含铬量比钢的平均含铬量高出很多，因此在晶界中析出碳化物，会造成钢的晶粒内界面层的贫铬现象（见图 2.2-34），使钢的钝化膜不易形成，降低钢的耐蚀性。而由于晶界部位钢的耐蚀性低，致使腐蚀过程易沿着钢的晶界向深处扩展，从而促使晶间腐蚀发生。这种腐蚀方式隐蔽，其危害性比均匀腐蚀更为严重。

为了避免碳化物重新析出，应该采取两方面措施：①要严格控制钢的含碳量，在可能条件下，尽量低一些，特别是对于厚壁铸件，钢的含碳量应按照规格成分的下限控制。②往钢中加入适量的碳化物形成元素钛或铌，使钢中的碳除了奥氏体能溶解的部分以外，多余的部分形成碳化钛或碳化铌，从而避免碳化铬的形成，让铬全部留在奥氏体内。为此所需要的钛量与钢的含碳量有关，其间的关系可用如下公式表示

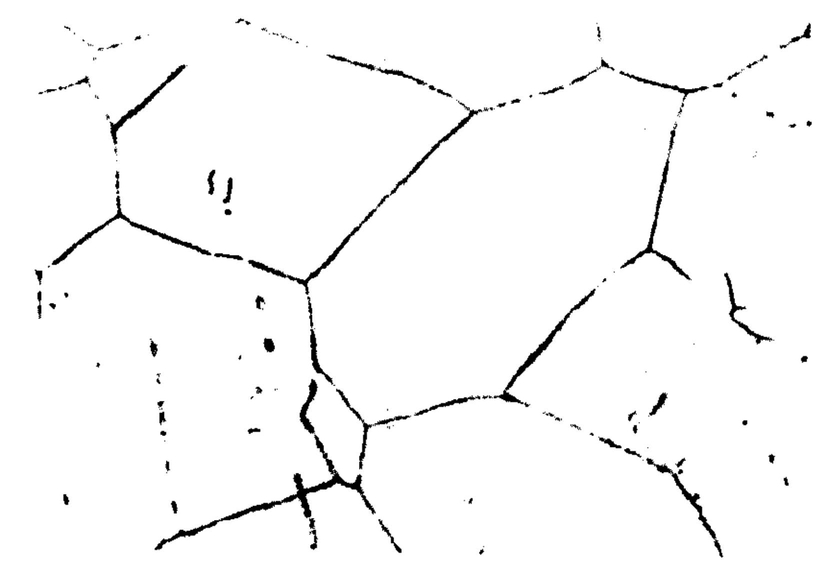


图2.2-33 1Cr18Ni9Ti钢的固溶处理态组织 ×100

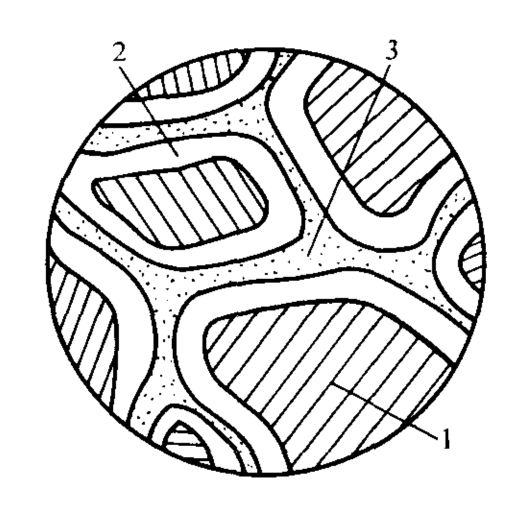


图2.2-34 发生晶间贫铬层示意图
1—含铬奥氏体；2—贫铬层；3—铬的碳化物

$$w\ (\mathrm{Ti}) = 5 \times (w\ (\mathrm{C}) - 0.02\%) \sim 0.8\%$$

但是应该指出：在加入钛（或铌）后，只有经过相应的热处理，才能保证充分形成碳化钛（或碳化铌）。生产上往往发现固溶处理以后的钢中既含有未化合的钛，又有碳化铬形成。为了使加入的钛（或铌）能充分发挥作用，尽量避免形成碳化铬，应将钢在固溶处理以后，再加热至850~900℃下保温一段时间（加钛时保温4 h，加铌时保温2 h），然后再进行淬火。这一温度高于碳化铬的固溶温度，因此，在这一温度下保温时，只有碳化钛（或碳化铌）能够形成而碳化铬不能形成。由于这一温度较高，原子的活动能力强，又有足够的时间进行扩散，因而使得碳能充分地与钛（或铌）结合而生成碳化钛（或碳化铌）。这种充分发挥钛（或铌）的作用以将铬稳定在奥氏体晶粒内部的热处理方式称为稳定化处理。对于含钛（或铌）的铬镍不锈钢，在固溶化处理以后，再进行稳定化处理是有必要的。

铬镍不锈钢的化学成分（质量分数）规定如下：C≤0.12%，Si≤1.0%，Mn=1.0%~2.0%，Cr=17.0%~20.0%，Ni=8.0%~11.0%，P≤0.04%，S≤0.03%。钢的力学性能指标如下：$\sigma_s \geq 200$ MPa，$\sigma_b \geq 450$ MPa，$\delta_5 \geq 25\%$，$\psi \geq 32\%$，$a_K \geq 10 \times 10^5$ J/m²。这种钢由于含有大量的铬，故在焊接中易形成氧化铬夹杂物而影响焊接强度，焊接性能差。ZG1Cr18Ni9Ti钢对硝酸及其他氧化性酸类有良好的耐蚀性，但对硫酸的耐蚀性较差。为了提高钢对硫酸的耐蚀性，可往钢中加入钼和铜，例如ZG1Cr18Ni12Mo2Ti和ZG1Cr18Ni14Mo3Cu2Ti两种钢。

在铬镍不锈钢钢中加入适量的硅，能进一步提高钢对高浓度（体积分数为98%）硝酸及其他强氧化性酸类的耐蚀性能，如ZG1Cr18Ni20Si2即是这样的钢种。由于硅在不锈钢中提高耐蚀性方面有较强的效果，故可代替一部分铬的作用。如近年来发展的ZG0Cr13Ni7Si4奥氏体—铁素体双相不锈钢，对于高浓度硝酸具有很强的耐蚀性能。

在不锈钢中，合金元素的种类很多，而每种元素对钢的组织形式都有一定的影响。通常按照对组织形式的影响而将合金元素分为两类，即以铬为主的铁素体形成元素和以镍为主的奥氏体形成元素，并依照每种元素所起作用的大小，折合成相应的铬当量值和镍当量值。考虑了钢中主要合金元素的铬当量和镍当量为

$$\mathrm{Cr}当量 = w\ (\mathrm{Cr} + \mathrm{Mo} + 1.5\mathrm{Si} + 0.5\mathrm{Nb}) \times 100\%$$

$$\mathrm{Ni}当量 = w\ (\mathrm{Ni} + 30\mathrm{C} + 0.5\mathrm{Mn}) \times 100\%$$

而钢的组织与铬当量值与镍当量之间的关系可由图2.2-35表示。根据此图，可按某一钢的成分而大致判断其组织状态。

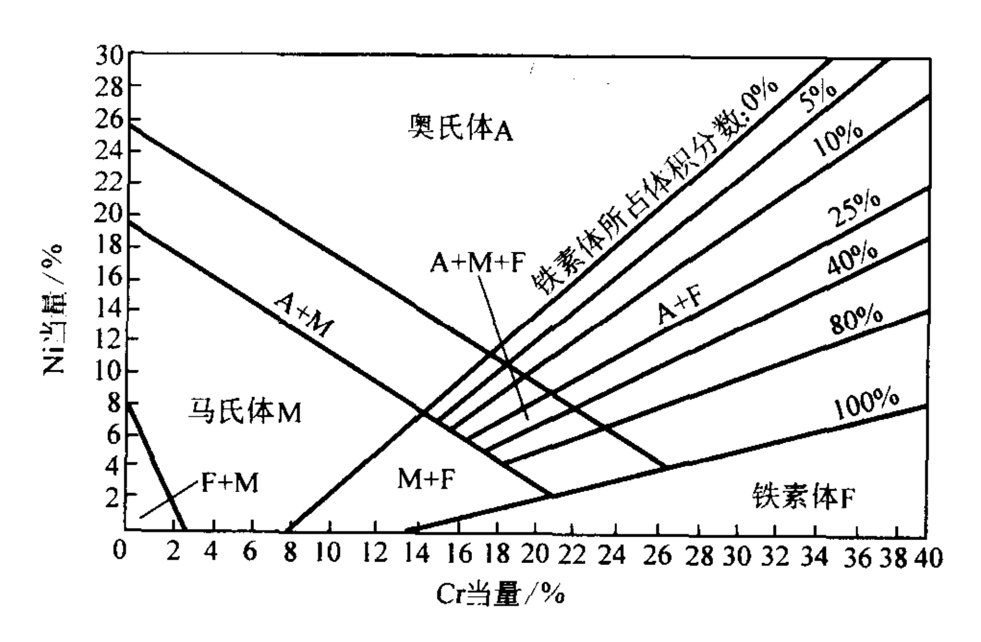


图2.2-35 不锈钢的组织状态图

3.4.3 铬-锰-氮系不锈钢

前面讲到的铬镍不锈钢钢中镍的主要作用在于使钢获得奥氏体组织，从而提高钢溶解碳的能力。实际上，能够起这样作用的不只是镍，还有一些元素如锰、氮和钴也具有相似的作用。镍是一种贵重的金属，应该尽量节约使用。因此如何用比较便宜的合金元素来代替不锈钢中的镍就是一项很有意义的工作。

在铬锰氮钢中保留了与铬镍不锈钢相同的含镍量，即 w（Ni）=18%，而用质量分数为13%的锰和质量分数为0.2%~0.3%的氮来取代质量分数为9%的镍。从扩大奥氏体相区的作用大小来看，质量分数为1%的镍与同样数量的锰和氮是不相等的。锰的作用相当于镍的一半左右，而氮的作用却相当于镍的30倍左右。由于锰的作用比镍小，所以如果要完全用锰取代镍时，就需要加入大约质量分数为20%的锰。但加锰太多会使钢的加工性能和焊接性能变坏，因此不能这样多。氮在扩大奥氏体方面的作用虽然很强，但它在钢中的溶解度是很小的。它在铁素体中的溶解度质量分数为是在0.05%以下，所以完全用氮来取代镍也是不可能的。因此就采用一定数量的锰与氮配合使用。当往钢中加入质量分数为13%的锰时，使得钢的奥氏体相扩大了，这样就易于获得奥氏体组织。同时，由于氮在奥氏体中的溶解度比在铁素体中的溶解度大得多（在钢中含有质量分数为13%锰的条件下，氮的溶解度可以达到质量分数为0.5%），因而锰在钢中还起到提高氮的溶解度的的作用。实际上，为了使氮在钢的凝固过程中不致析出而形成气孔，应使钢的含氮量低于氮的溶解度。

一般将氮的质量分数控制在0.2%~0.25%。为了提高钢对硫酸的耐蚀性，往钢中加入质量分数为1.5%~2.0%的钼和质量分数为1.0%~1.5%的铜。这样构成了铬锰氮不锈钢。其钢号为ZG1Cr18Mn13Mo2CuN。这种钢在铸态下的金相组织是奥氏体-铁素体-碳化物（见图2.2-36）。有时在铁素体晶粒中还出现σ相，（见图2.2-37）。σ相是一种由铬原子和铁原子所构成的金属间化合物。它的性质是硬而脆。当钢中出现σ相时，钢的力学性能，特别是冲击韧度就大为降

低。为了消除金相组织中的碳化物和 σ 相，可以采取与铬镍钢相似的热处理方法，即实行固溶化处理。为此可将钢加热至 1 100℃保温一段时间进行固溶化，使钢中的碳化物和 σ 相都固溶在奥氏体中，然后在水中进行淬火，铸件的热处理规范如图 2.2-38 所示，使碳化物和 σ 相来不及析出，从而得到由奥氏体和铁素体所构成的金相组织，见图 2.2-39。铬锰氮钢的耐蚀性与铬镍不锈钢相比，在硝酸介质中两种钢的耐蚀性是比较接近的，而在硫酸介质中，铬锰氮不锈钢优于铬镍钢。在力学性能方面，铬锰氮不锈钢高于铬镍不锈钢。ZG1Cr18Mn13Mo2CuN 钢的力学性能指标如下：$\sigma_s \geqslant 400$ MPa，$\sigma_b \geqslant 650$ MPa，$\delta_5 \geqslant 30\%$，$\psi \geqslant 40\%$，$a_k \geqslant 10 \times 105$ J/m^2。铬锰镍氮（ZG1Cr17Mn9Ni3Mo3Cu2N）不锈钢是用锰和氮来代替大部分镍，在钢中还保留小部分镍的钢种，其性能是与铬锰氮钢相似的。

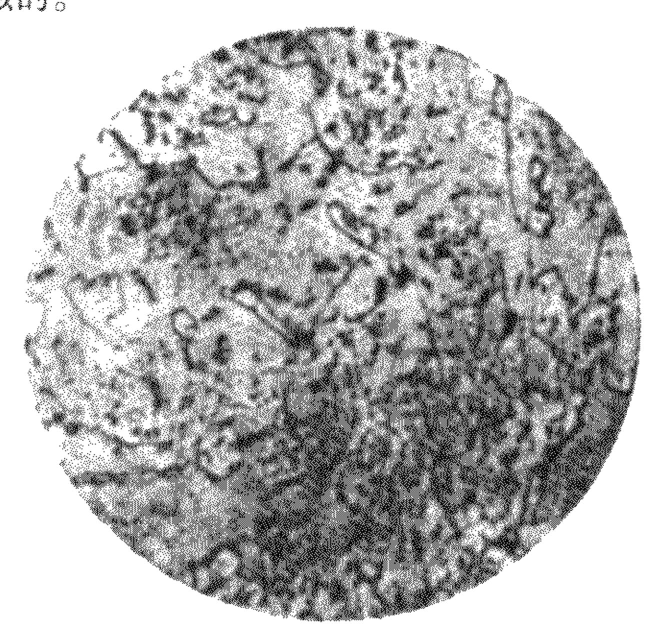


图 2.2-36　铬锰氮不锈钢的铸态金相组织　320×



图 2.2-37　铬锰氮不锈钢中的 σ 相　×550

（大块的白色晶粒是奥氏体，混合组织中黑色的是铁素体，白色的是 σ 相）

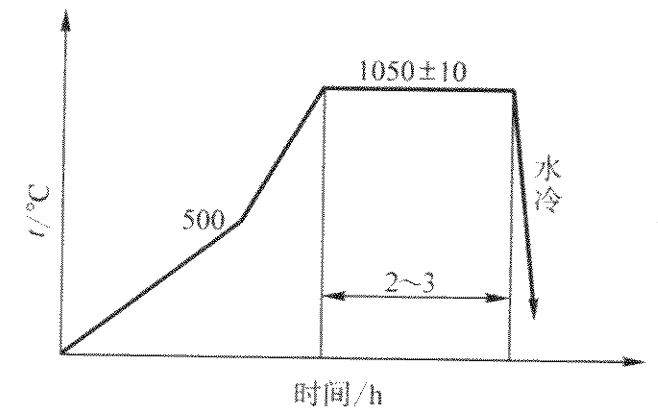


图 2.2-38　铬锰氮不锈钢铸件的热处理规范

铬锰氮不锈钢的铸造性能特点如下。

1）流动性好。铬锰氮钢的导热性差，钢液凝固慢，所以流动性特别好。在合箱时应仔细地封好箱缝和芯头。如果

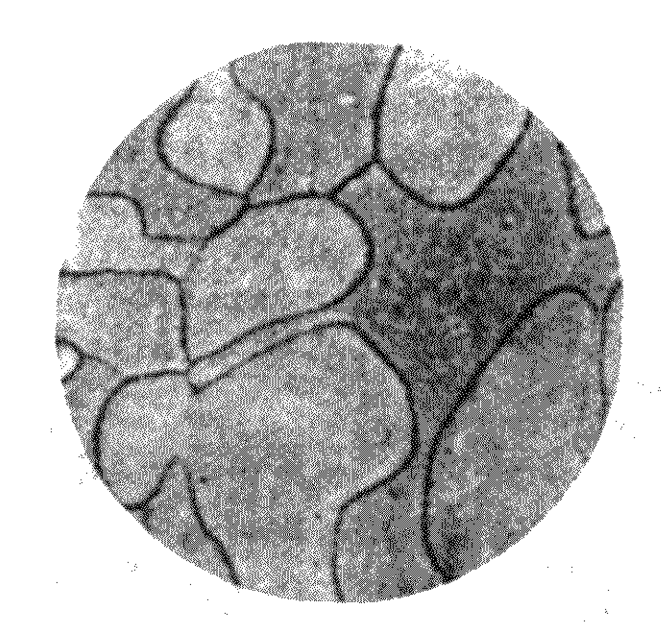


图 2.2-39　铬锰氮不锈钢在淬火处理后的金相组织　×320

（浅色的晶粒是奥氏体，深色的晶粒是铁素体）

操作不仔细，很容易从箱缝或芯头处漏钢液。

2）易产生缩孔。铬锰氮钢的收缩大，容易产生缩孔。因此应力求使铸件达到顺序凝固，并设置冒口补缩。

3）易产生气孔。由于钢液中含氮量高，很容易产生气孔。特别是厚大的铸件，由于凝固时间长，钢中溶解的氮气更容易析出，造成气孔。应该指出：当钢液中有大量氮溶解的情况下，其他气体（氢及其他气体）的溶解度就会显著减小。因此，钢中的氮具有促使氢和其他气体析出的作用。为了避免产生气孔，从炼钢方面要保证钢液含氢量低。在生产过程中要求将砂型烘得干透，而且最好在浇注时能保持铸型温度在 80℃以上，以避免空气中的水分凝聚在铸型表面上而造成气孔。

由于厚大铸件特别容易产生气孔，因而在生产这类铸件时，最好将钢的含氮量控制在下限。在铸件设计上对厚大铸件宜选用铬锰镍氮钢种（ZG1Cr17Mn9Ni3Mo3Cu2N）。这种钢的含氮量比铬锰氮钢的含氮量略低，有助于获得无气孔的健全铸件。

4）易产生化学粘砂。与高锰钢相似，铬锰氮钢不锈钢液中含有大量的碱性氧化物（MnO），在用硅砂造型时，容易产生化学粘砂。为了避免粘砂，可以采用碱性的或中性的涂料，如铬矿粉涂料、镁砂粉料等涂刷铸型和型芯。

3.4.4　耐磨耐蚀不锈钢

由于水力发电和其他工业发展的需要，近年来国内外开发了耐磨耐蚀合金铸钢，其中典型的是用于制造水轮机转子和单桨叶片所用的铬镍钼马氏体不锈钢和析出硬化型铸造不锈钢。

耐磨耐蚀不锈钢也是以铬为主要耐蚀合金元素的。为了使钢具有高硬度，应使钢具有马氏体组织。为此在钢中添加镍和钼，以便在铬、镍、钼的联合作用下，使钢具有很高的淬透性，从而使大型厚壁铸件，能在油淬或空冷条件下，得到沿全断面厚度的马氏体组织。在析出硬化型不锈钢中，由于有弥散硬化相在马氏体基体上析出，因而更进一步提高了钢的硬度和抗磨性。为了保证钢有良好的耐蚀性和焊接性，这类钢的含碳量比较低，一般碳的质量分数都在 0.1%以下。

1）铬镍钼马氏体铸造不锈钢　典型的钢种化学成分（质量分数）为 C≤0.06%，Si≤0.6%，Mn = 0.5% ~ 0.8%，Cr = 12.0% ~ 14.0%，Ni = 3.8% ~ 4.5%，Mo = 0.5% ~ 0.7%，P≤0.035%，S≤0.035%以及加入量为 0.2%（占钢液质量）RE 的 ZG0Cr13Ni4MoRE 铸钢，这种钢的热处理规范为：950 ~ 1100℃正火，625℃第一次回火，600℃第二次回火，钢的组织为呈板条状的低碳马氏体及分布于马氏体板条间的少量残余奥氏体（见图 2.2-40）。钢的力学性能指标如下：σ_s = 480 ~ 502 MPa，σ_b = 720 ~ 750 MPa，δ = 16% ~

22%，$\psi=31\%\sim64\%$，$a_K=(11\sim15)\times10^5\ J/m^2$。钢具有高的硬度，在带有泥砂的水流冲刷条件下，具有良好的耐磨耐蚀性。这种钢的铸造性能较好，特别是铸件在冷却过程中不易发生变形和开裂，因此适于铸造结构复杂，断面厚度相差很大的铸件。ZG0Cr13Ni4MoRE钢含碳量低，因而焊接性能较好。这种钢已用于铸造重达10 t的整体铸造水轮机转子和重达十余吨的单体铸造水轮机叶片，使用证明性能良好。

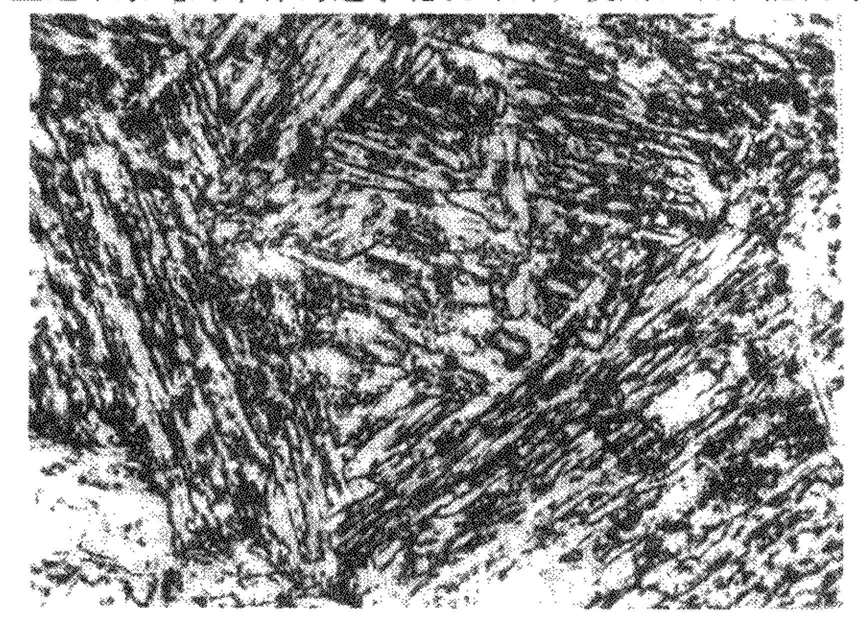


图2.2-40 ZG0Cr13Ni4MoRE钢的组织 ×500

2）析出硬化型铸造不锈钢 典型的是ZG17-4MoPH钢，钢号中的PH（Precipitation Hardening）为析出硬化。其化学成分（质量分数）为：C≤0.07%，Si≤1.0%，Cr=15.0%~17.0%，Ni=3.8%~4.5%，Cu=2.5%~3.5%，Mo=0.4%~0.6%，P≤0.035%，S≤0.03%。这种钢的热处理规范为：1 050℃固溶，空冷、然后在500~600℃保温1~4 h进行时效。时效温度可依对钢的强度或韧性的要求而在上述温度内选定，当要求高强度时，选较低温度。这种钢在用一般炼钢方法和砂型铸造时，由于钢中夹杂物多和晶粒粗大，故性能很差，特别是韧性很低，易于脆断。采用电渣熔铸方法可得到夹杂物极低的细粒组织，从而使钢既具有高强度（硬度）又有相当好的韧性。钢经过1 050℃固溶处理后，在500℃温度下时效的力学性能如下：$\sigma_{0.2}=1\ 348$ MPa，$\sigma_b=1\ 548$ MPa，$\delta=16\%$，$\psi=36\%$，404HBS，$a_K=58\ J/cm^2$。钢的性能与时效温度之间的对应关系如图2.2-41所示。钢的金相组织为呈板条状的低碳马氏体、分布于马氏体板条间的少量残余奥氏体以及弥散分布的极为微细的富铜析出相。这种钢铸成的水轮机叶片在夹带大量泥砂的高速水流的冲击磨损下，具有很强的耐磨及耐蚀性能。

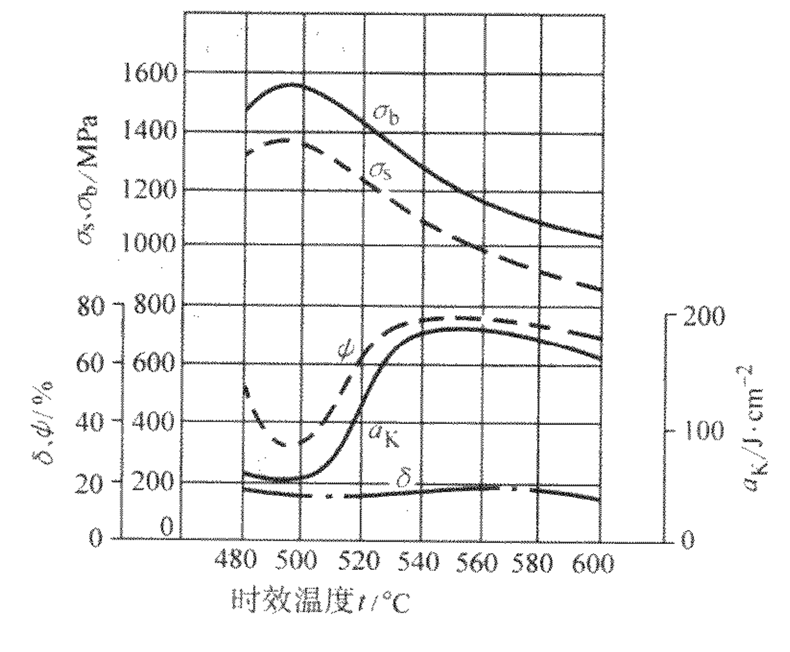


图2.2-41 ZG17-4MoPH钢的力学性能与时效温度关系

4 铸造耐热钢

耐热钢是指在高温下工作的钢材。由于使用的温度和所承受的应力不同，以及所处的环境各异，因此所采用的钢材种类也有不同。金属材料使用温度的高低是一个相对概念，一般来讲，耐热钢工作温度是指该金属或合金的（0.3~0.5）$T_{熔点}$（℃）以上的温度。

耐热钢的分类方法很多，但主要的有三种：

（1）按钢中的合金元素的含量分类

1）低碳钢 在该类钢中不含或很少含有其他合金元素，其碳的质量分数一般不超过0.2%。

2）低合金耐热钢 在该类耐热钢中都含有一种或多种合金元素。但含量都不高。一般钢中所含合金元素的总的质量分数不超过5%，碳的质量分数不超过0.2%。如，低合金铬钢、铬钼钢、铬镍钼钢等。

3）高合金耐热钢 这是一类高合金、复合合金化的耐热钢。在这类钢中，合金元素的总的质量分数可高达30%以上，铬镍奥氏体耐热钢、高铬铁素体耐热钢是具有代表性的高合金耐热钢，在这类耐热钢中碳含量一般较低。

（2）按钢的组织结构分类

由于耐热钢的化学成分及热处理制度不同有所不同、根据钢的组织状态可分为：

1）珠光体型耐热钢 在室温和工作温度下这类耐热钢的组织是珠光体（或主要是珠光体和含有少量的铁素体）。低合金铬钼钢、铬硅钢、铬镍铜钢是这类耐热钢的代表钢种。

2）铁素体类型耐热钢 在室温和使用温度条件下这类钢的组织是铁素体，0Cr13、Cr17、Cr28等钢种均属此类，由于它们具有优异的抗氧化性能及耐水溶液腐蚀的性能，因此在动力工业、石油化工等工业中获得了极为广泛的应用。

3）奥氏体型耐热钢 在室温和工作温度条件下该类钢的组织为奥氏体（有时有析出的碳化物）。代表性的钢种是镍的质量分数高于8%的铬镍奥氏体耐热钢，如18-8铬镍耐热钢，Cr25Ni20耐热钢等。它们具有优异的抗氧化性能，良好的加工性能以及足够好的力学性能，因此在各类工业中都获得了极为广泛的应用。

4）马氏体型耐热钢 铬的质量分数为9%~13%的铬钢是该类钢的代表。在室温下组织为马氏体。在650℃左右，这类钢具有较好的抗氧比性能，600℃以下具有较好的热强性，因此在蒸汽轮机制造中获得了广泛的应用，这类钢具有较大的淬硬倾向，焊接性能也较差。

（3）按钢的特性分类

1）抗氧化不起皮钢 这类钢在高温下具有较好的抗氧化性能而且具有一定的强度。例如制造各类加热炉用零件和热交换器，制造燃气轮机的燃烧室、锅炉吊挂、加热炉炉底板和辊道以及炉管等。在这些情况下，抗氧化性能是主要指标，而铸件本身并不承受很大的附加应力。

2）热强钢 除要求在高温下具有优异的抗高温腐蚀性能外，更重要的是要具有优良的、综合的高温力学性能。例如，汽轮机、燃气轮机转子和叶片、涡轮盘，锅炉的过热器，高温下工作的螺栓和弹簧、内燃机的进排气阀等零件用钢。在这些情况下，铸件的受力状态往往是十分复杂的，介质环境也是十分苛刻的。

4.1 钢在高温下的失效机制

钢在高温下的主要失效方式有：①抗氧化、腐蚀能力不足。如炉底板、炉栅板、电热体等，其承载很小，在高温下的热稳定性决定其寿命。②在高温下承载较大，如高温螺栓、涡轮机叶片等，因热强度不足而失效。

耐热钢铸件的耐热性能包括抗氧化性能和高温力学性能。

4.1.1 钢在高温时的氧化

金属的高温氧化有狭义的和广义的两种含义。狭义的氧化是指金属与环境中的氧化合而生成金属氧化物，可用反应式表示：

$$M+\frac{n}{2}O_2\rightarrow MO_n$$

在此反应中，金属原子失去电子变为金属离子，从而使其正原子价升高：

$$M\rightarrow M^{2n+}+2ne^- \quad (n=1/2,\ 1,\ 3/2\cdots)$$

同时，氧原子获得电子成为氧离子：

$$nO+2ne^-\rightarrow nO^{2-}$$

最后，金属离子与阳离子结合生成金属氧化物：

$$M^{2n+}+nO^{2-}\rightarrow MO_n$$

实际上能获得电子的并不一定是氧，也可以是硫、卤族元素或其他可以接受电子的原子或原子团。因此，广义的氧化反应产物不一定只是氧化物，也可以是硫化物、卤化物、氢氧化物或其他化合物。也就是说广义的氧化也包括硫化、氮化、碳化、卤化等类型的高温腐蚀。但是为了便于叙述，一般都将狭义的氧化作为一项独立的高温腐蚀形态进行介绍。

在高温下钢的氧化过程是从表层开始进行的。氧化后在钢的表面形成一层由氧化物构成的薄膜。这个过程主要是铁被氧化的过程。根据对氧化膜进行 X 射线分析表明，在570℃以上，氧化膜由三层组成，内层为 FeO，中层为 Fe_3O_4，外层为 Fe_2O_3。在氧化过程中，存在着氧原子和铁原子的双向扩散，氧原子由外通过氧化膜扩散进入钢的内部，使铁氧化。铁原子以相反方向扩散到氧化膜内。在氧化过程中，铁逐层被氧化成 FeO，FeO 逐层被氧化成 Fe_3O_4，Fe_3O_4 又逐层被氧化成 Fe_2O_3。其最终结果是各氧化物层不断加厚，铁层逐渐减薄，直至被完全氧化。在实际氧化过程中，由于 Fe_2O_3 的密度小于与其相邻的 Fe_3O_4，故氧化膜的外层疏松而有裂缝，致使氧化膜的外层会发生剥落，称为“起皮”。

4.1.2 钢的高温力学性能

金属材料的高温力学性能包括材料的蠕变性能、持久强度、疲劳性能、松弛性能、韧性等综合性能。

(1) 蠕变性能

在工程上，材料的蠕变是指温度高于 0.5 $T_{熔点}$，材料所承受的应力远低于屈服强度的应力时，随着加载时间的持续增加而产生的缓慢塑性变形现象。通常用蠕变曲线来描述材料的蠕变规律。图 2.2-42 为材料的典型蠕变曲线。

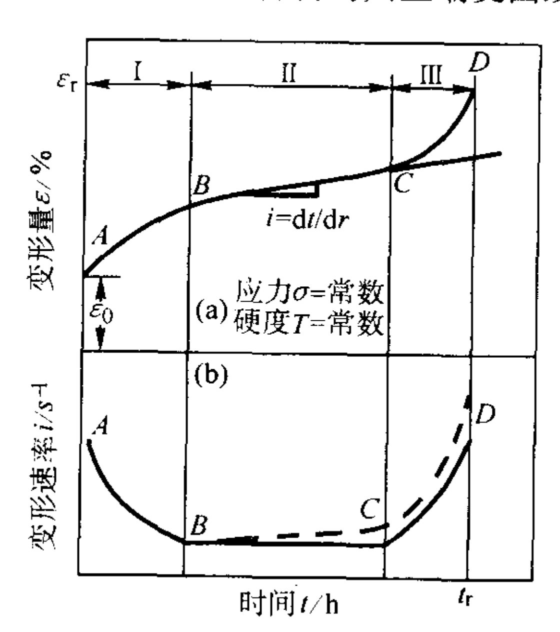


图 2.2-42 典型的蠕变曲线示意图

根据变形速率随时间的变化，可将蠕变曲线分为三个阶段。

1) 蠕变的第一阶段，即蠕变的减速阶段。在此阶段内，施加应力瞬间产生弹性应变 ε_0 后，随时间的增加，在蠕变变形速率不断降低的条件下产生的连续变形（见图 2.2-42 中的 *AB* 段）。

2) 蠕变的第二阶段，即恒定蠕变阶段。此时，蠕变变形速率随加载时间的延长而保持不变。在此阶段内的蠕变速率极小且稳定，也称最小蠕变速率或稳态蠕变速率 ε（见图 2.2-42 中的 *BC* 段）。

3) 蠕变的第三阶段，即蠕变的加速阶段。随着蠕变过程的进行，蠕变速率显著增加，当达 *D* 点（见图 2.2-42），蠕变速率失控，最后导致系统破裂或断裂。此时，对应的蠕变断裂时间是 t_r，ε_r 是总的蠕变变形量。

(2) 持久强度

材料的持久强度是指在给定温度下和限定的时间内断裂时的强度，要求给出的只是此时所能承受的最大应力。持久强度试验不仅反映了材料在高温长期应力作用下的断裂应力，而且还能表明断裂时的塑性，即持久塑性。

(3) 疲劳性能

疲劳性能是工程材料的重要力学性能之一，但对高温下工作材料来说，除机械疲劳之外，热疲劳性能也是一项重要指标。众所周知，航空发动机叶片、导向叶片、涡轮盘等零部件经常处于温度急剧交变情况下工作，同样，电厂中的汽轮机的部件也出现由于温度交变而造成的损坏现象。出于工作中设备的零部件所处温度循环变化使材料内部承受交变的热应力，同时伴随着弹性变形的循环，由此引起塑性变形逐渐积累损伤，最后导致材料破裂。材料经多次反复热应力循环以后导致破坏的过程称为热疲劳。

由热疲劳引起的破坏特征是脆性的，在断裂点附近仅有少量的或不明显的塑性变形。这一点与机械疲劳引起的断裂类似。但是热疲劳所引起的损伤过程要比机械疲劳的复杂得多。这与在冷热过程中，材料内部组织结构的变化的复杂性有关。

(4) 松弛性能

工程中许多设备多用螺栓联接，紧固后螺栓承受拉应力，产生弹性变形，在高温长期应力作用下，随着时间的延长，此拉紧应力将逐渐自行降低。零部件在高温长期应力作用下，其总变形不变。零部件所受的应力随时间的增长而自发地逐渐降低的现象称为应力松弛。在高温下工作的弹簧、锅炉汽轮的紧固件等都是在承受应力松弛情况下工作的。因此选用时必须考虑钢的松弛稳定性。

应力自行降低是零部件中弹性变形自发减小并转变为塑性变形所致，可用下式表示：

$$\varepsilon_0=\varepsilon_y+\varepsilon_p=常数$$

式中，ε_0 为总变形量；ε_y 为弹性变形；ε_p 为塑性变形。

松弛过程中应力随时间增长而逐渐降低，典型的松弛曲线如图 2.2-43 所示。一般松弛过程可分为两个阶段：

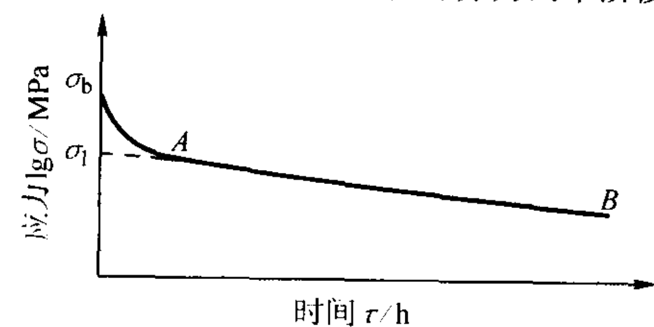


图 2.2-43 典型的应力松弛曲线

1) 在较短的时间内应力迅速下降；

2) 在较长的持续时间内应力降低较为缓慢。

在 $\lg\sigma-\tau$ 的单对数坐标中，当试验温度小于临界温度时应力松弛曲线的第二部分为一直线。第一部分应力松弛降低程度可用松弛稳定系数 $S_0=\sigma_1/\sigma_b$ 表示。S_0 代表晶界抵抗松弛的应力，当 σ_1 接近于 σ_b 时，S_0 值较大。即表示第一部分的应力降低的较小。

第二部分应力松弛可用直线 *AB* 与横坐标轴形成倾角 α 的正切表示，即 $\tau_0=1/\tan\alpha$。τ_0 代表第二部分松弛进行的速度。α 夹角越小，则 τ_0 越大，表明第二部分松弛进行的速

度愈小，也就是应力降低的较为缓慢。

任何影响应力松弛的因素都与材料的组织结构有关。因此，凡与材料的组织结构有关的因素，如耐热钢及合金的成分、热处理工艺等，都会影响到钢的应力松弛性能。所以在选用各类金属材料作紧固件、弹簧等部件时，必须首先研究分析它们在应力作用下的组织稳定性问题。

4.1.3 提高高温性能的途径

钢在高温下的氧化过程是纯化学腐蚀过程。在高温空气、燃烧废气等氧化性气体介质中，氧与钢的表面发生化学作用生成氧化物薄层。提高钢的抗高温氧化性的基本原理是在钢的表面形成化学稳定性强的、组织致密的氧化膜。为了形成抗氧化性的氧化膜，需要加入大量合金元素铬、铝或硅，以形成含 Cr_2O_3、Al_2O_3 或 SiO_2 的完整致密具有保护作用的氧化膜。因此，铬、铝和硅是耐热钢中不可缺少的合金元素。此外，钢中添加 Ni 可以提高氧化物的稳定性。在工作温度变化或在氧化性气体和还原性气体交替作用的情况下，表面氧化物会剥落或还原。而增加镍含量可以改善在这种工作条件下工作的钢的抗氧化性。稀土元素也能提高耐热钢的抗高温氧化的能力。例如在钢中加入少量的钇、铈等稀土元素都能显著地提高抗氧化性能。这主要是由于稀土氧化物除了能改善氧化膜的抗氧化性能外，还能改善氧化膜与金属表面的亲和力，甚至可以改善氧化膜的生长应力。

耐热钢的抗高温腐蚀性能与其含铬量有关（见图 2.2-44），当钢中铬的质量分数达 12%时，钢的抗高温氧化能力有了明显的提高。当铬的质量分数达到 22%时，在 1 000℃下其抗高温氧化的性能是极为良好的，此时在其表面上形成一层连续而又致密的氧化膜。因此常用的耐热钢的铬的质量分数应不低于 12%（Cr13 类型）。一般铬的质量分数均在 18%～22%之间（18－8 型及 Cr25Ni20 型的奥氏体耐热钢）。

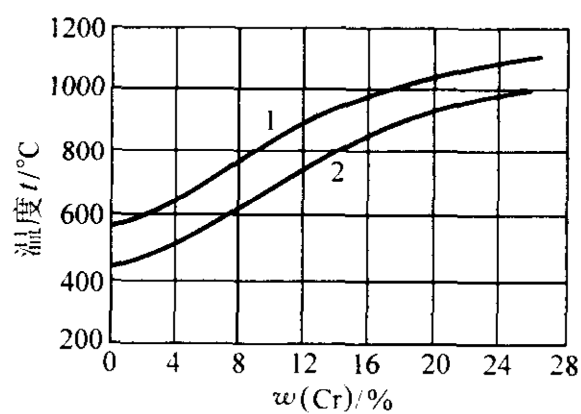


图 2.2-44　钢中含铬量对其抗氧化性能的影响

1—氧化失重 100 mg/（cm^2·100 h）；

2—氧化失重 1 mg/（cm^2·100 h）

铝也是耐热钢中抗氧化的重要合金元素，而且铝的价格也比较便宜。实践表明，含铝的耐热钢及合金能在其表面上形成一层保护性良好的 Al_2O_3 膜，它的抗氧化性能优于 Cr_2O_3 膜。当耐热钢中铝的质量分数达 6%时，可使钢在 980℃下具有良好的抗氧化性能。图 2.2-45 中列出了铝对铁及铁铬合金的抗氧化性能的影响。许多研究表明，铝虽然对耐热钢的抗氧化性能十分有利，但当钢中的铝的质量分数达到或超过 8%时，却显著地降低了钢的塑性和焊接性能，因此使钢难于塑性加工及焊接。所以，耐热钢和合金中的铝的质量分数一般不超过 6%。

硅是耐热钢中抗高温腐蚀的有益元素，同时，在钢中加入硅也能改善它在室温条件下工作的性能。高温下，在含硅的耐热钢表面上形成一层保护性好、致密的 SiO_2 膜。实践证明，钢中硅的质量分数达 1%～2%时，就有较明显的抗氧化效果（见图 2.2-46）。当钢中含硅量过多（w（Si）>2%）时，会导致钢的力学性能变坏，因此，耐热钢中硅的质量分数一般不超过 2%。

耐热钢的强化机理是建立在金属材料的高温强度理论基础之上的，在金属材料的高温强度理论中，金属材料的强化方法主要有冷变形强化、固溶强化、析出相强化、弥散强化及晶界强化。

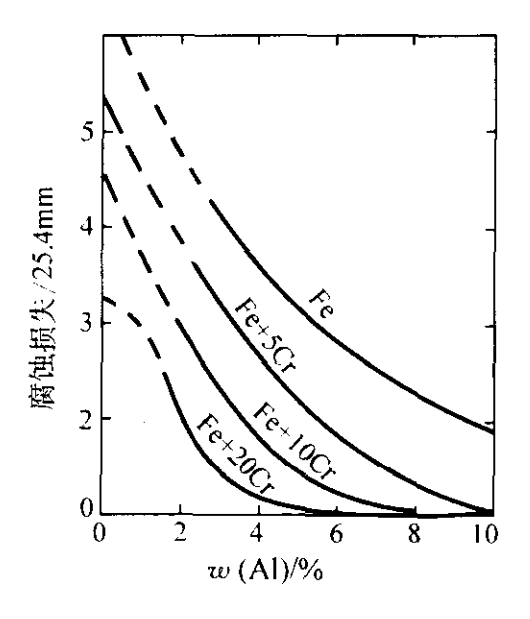


图 2.2-45　铁及铁铬合金中铝含量对其抗氧化性能的影响（1 095℃，大气）

在低于再结晶温度下进行塑性变形，可以使晶体中位错密度提高，形态改变，形成超显微不均匀性，从而增加位错运动的阻力。冷变形强化仅在金属的再结晶温度以下才能提高热强性，否则将由于回复和再结晶而使作用减弱。而在钢中加入合金元素，可使钢的再结晶温度提高，此时冷变形强化的效果可以维持到较高的温度。如 1Cr18Ni9Ti 不锈耐热钢经冷变形强化后可以维持在 600℃以下使用

固溶强化是耐热钢中广泛应用的基体强化方法。合金元素固溶于基体内改变了基体的原子间结合力，提高热强性。如 Ni－Cr 基合金中，加入高熔点元素 W、Mo、Ta、Nb 等与 Cr 共同作用，大量溶解于 γ－Ni 内，降低堆垛层错能，增加扩散位错宽度，提高扩散激活能，阻碍高温蠕变条件下的位错滑移与交叉滑移，提高耐热钢的热强性。

沉淀强化是第二相自过饱和固溶体中脱溶、弥散析出引起的强化，是提高耐热钢热强性的一种主要方法。耐热钢中弥散相 VC 就是沉淀强化的实例。

弥散强化是采用外加高弥散度、高硬度的质点达到强化效果。弥散强化与沉淀强化的区别在于这些质点不是由基体中脱溶，而是外加的热稳定性高、与基体不产生化学反应且与基体能牢固结合的硬质点，大多是高熔点氧化物。与沉淀强化相似，弥散强化的原理具有弥散质点阻碍位错运动、提高再结晶温度、形成稳定的亚结构而减缓晶界的滑移等作用，使热强性提高。

在高温下晶界强度较晶内更低，促使蠕变裂纹沿晶界扩展，形成垂直于受力方向的晶界断裂，所以晶界强化对于改善钢的耐热性有重要意义。常用的晶界强化的措施如下。

1）热处理方式改善晶界形状与结构，如采用中间处理获得弯曲晶界，使沉淀相沿晶界呈颗粒状弥散析出等。

2）采用定向凝固消除垂直于主应力方向的晶界，从而减少蠕变应力沿晶界扩展断裂的倾向。发展单晶合金可以彻底消除晶界的影响。

3）加入表面活性元素，产生内吸附时晶界纯净化。如硼（B）、锆（Zr），稀土元素镧（La）、铈（Ce），碱土元素镁、钙、钡等均可富集于晶界，填充晶界中的空位，使得蠕变过程中晶界的扩展减缓。铈（Ce）与低熔点金属铋（Bi）形成高熔点的金属间化合物 CeBi，净化了晶界，提高了热强性。

4.2 耐热钢牌号及性能

4.2.1 有关标准

中国国家标准 GB/T 8492—1987 耐热钢铸件技术条件，规定各牌号的的化学成分和常温力学性能见表 2.2-25 和表 2.2-26。

表 2.2-25　耐热钢的化学成分（质量分数）　%

牌　号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	P	S
ZG40Cr9Si2	0.35~0.50	≤0.70	2.00~3.00	8.00~10.00				≤0.035	≤0.030
ZG30Cr18Mn12Si2N	0.26~0.36	11.0~13.0	1.60~2.40	17.0~20.0			0.22~0.28	≤0.06	≤0.04
ZG35Cr24Ni7SiN	0.30~0.40	0.80~1.50	1.30~2.00	23.0~25.5	7.00~8.50		0.20~0.28	≤0.04	≤0.03
ZG30Cr26Ni5	0.20~0.40	≤1.00	≤2.00	24.0~28.0	4.00~6.00	≤0.50		≤0.04	≤0.04
ZG30Cr19Ni9	0.20~0.40	≤2.00	≤2.00	18.0~23.0	4.00~12.0	≤0.50		≤0.04	≤0.04
ZG40Cr25Ni12	0.20~0.50	≤2.00	≤2.00	24.0~28.0	11.0~12.0			≤0.04	≤0.04
ZG40Cr28Ni15	0.20~0.50	≤2.00	≤1.75	20.0~30.0	14.0~18.0	≤0.50		≤0.04	≤0.04
ZG40Cr25Ni20	0.35~0.45	≤1.50	≤2.00	23.0~27.0	19.0~22.0	≤0.50		≤0.04	≤0.04
ZG40Cr30Ni20	0.20~0.60	≤2.00	≤1.50	28.0~32.0	18.0~22.0	≤0.50		≤0.04	≤0.04
ZG35Ni24Cr18Si2	0.30~0.40	≤1.50	1.50~2.50	17.0~20.0	23.0~26.0			≤0.035	≤0.03
ZG30Ni35Cr15	0.20~0.35	≤2.00	≤2.50	13.0~17.0	33.0~37.0	≤0.50		≤0.04	≤0.04
ZG45Ni35Cr26	0.35~0.75	≤2.00	≤2.00	24.0~28.0	33.0~37.0			≤0.04	≤0.04

表 2.2-26　耐热钢的常温力学性能≥

铸钢牌号	热处理	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ_5/%
ZG40Cr9Si2	950℃退火	—	550	—
ZG30Cr18Mn12Si2N			490	8
ZG35Cr24Ni7SiN		340	540	12
ZG30Cr26Ni5		—	590	—
ZG30Cr19Ni9		235	490	23
ZG40Cr25Ni12		235	490	8
ZG40Cr28Ni15		235	490	8
ZG40Cr25Ni20		235	440	8
ZG40Cr30Ni20		245	450	8
ZG35Ni24Cr18Si2		195	390	5
ZG30Ni35Cr15		195	440	13
ZG45Ni35Cr26		235	440	5

4.2.2 耐热钢的性能

1）耐热性能的表示方法　耐热钢的耐热性能包括抗氧化性能和高温力学性能。高温力学性能中又有高温瞬时力学性能和持久力学性能。持久力学性能又包括蠕变极限和持久极限。抗氧化性可用增重法或减重法来评定，即将试样在高温下保持一定时间，然后测定由于氧化作用而增加的重量，或者去掉氧化层后减少的重量，常用 $g/(m^2 \cdot h)$ 或换算成 mm/a 来表示。蠕变试验是在恒定温度下，长时间恒定载荷下试样产生的微小变形。在给定温度下，经 10 万小时发生一定伸长率（0.2%、0.5%、1%、2%）的屈服强度值称为该温度下的条件蠕变极限。持久强度是在恒定温度下，经一定时间，因蠕变而导致材料破坏的应力。

2）典型耐热钢铸件的力学性能　耐热钢的高温瞬时拉伸试验是将标准拉伸试样均匀加热到规定的温度，然后以一定的加载速度进行拉伸，直至断裂。这种瞬时拉伸试验可以评定高温下试样的瞬时过载导致的断裂应力。图 2.2-46 是高镍铬耐热钢 HP-50WZ 的力学性能与温度的关系。其化学成分（质量分数）为：C 为 0.45%~0.55%，Cr 为 24%~28%，Ni 为 33%~37%，W 为 4%~6%，Si 小于 2%，Zr 为 0.1%~0.2%。

蠕变是在高温下发生的一种随时间变化的变形。耐热钢铸件在正常工作温度下都会发生蠕变。经过一定时间的蠕变之后，零件会产生过量的应变，甚至在应力比室温和高温瞬时抗拉强度低得多的情况下，就发生断裂。使耐热钢产生规定的最小蠕变率的应力或在一定的时间内产生规定蠕变量的应力，称之为相应的蠕变强度或蠕变应力。图 2.2-47 示出了 HP50-WZ 耐热钢的最小蠕变率与外加应力的关系。

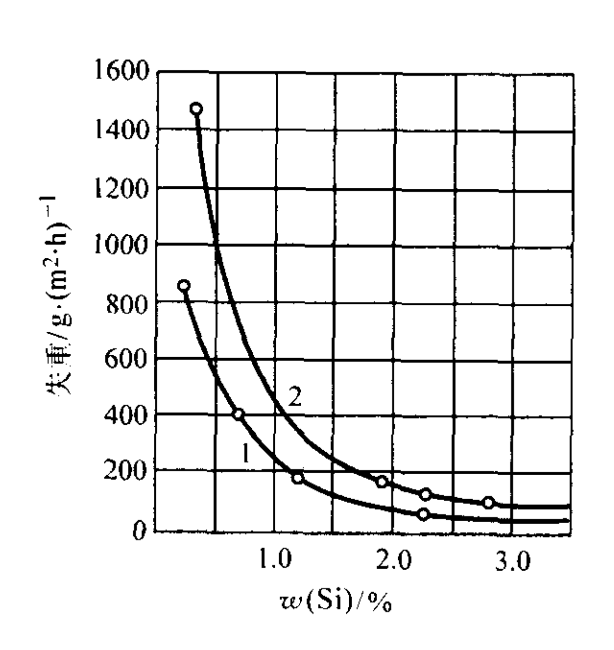


图 2.2-46　HP-50WZ 耐热钢的力学性能与温度的关系

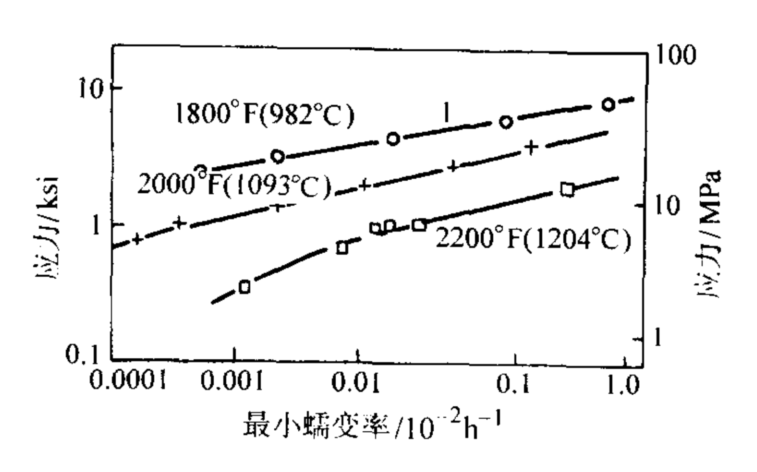


图 2.2-47　HP-50WZ 耐热钢的最小蠕变率与外加应力和试验温度的关系

对于在高温下工作的零件，如果断裂是失效的主要方式，则设计应力取决于持久应力（见图 2.2-48）。材料的持久强度是指在给定温度下和限定的时间内断裂时的强度，要求给出的只是此时所能承受的最大应力。与蠕变不同，蠕变试验仅仅是测定第二阶段变形速率或畸变总变形量，而不能反映材料在高温断裂时的强度和塑性；持久强度试验不仅反映了材料在高温长期应力作用下的断裂应力，而且还能表明断裂时的塑性，即持久塑性。试验表明，有些材料在高温短期试验时可能具有良好的塑性，但经高温长期试验后，其塑性可能明显降低，有的持久塑性仅为 1% 左右。由此可见，对工程材料而言，不仅要进行蠕变性能试验，还需要进行持久强度试验，持久强度是材料另一重要的高温力学性能。

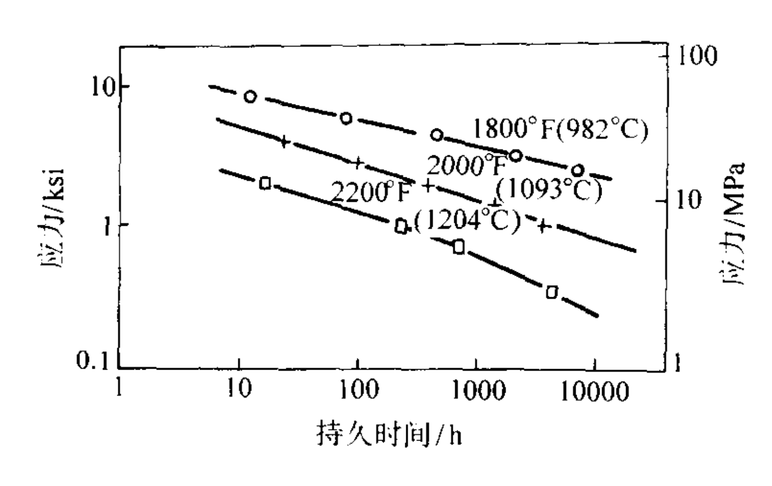


图 2.2-48 HP-50WZ 耐热钢的持久时间与应力和试验温度的关系

鉴于零部件在高温下工作的时间长达数小时、几千小时，甚至上万小时，而持久强度试验不可能进行那么长的时间，故一般只做一些应力较高而时间较短的试验，然后根据这些试验数据进行外推，从而得出更长时间的持久强度值。

当零件的工作环境温度变化较大时，必须考虑材料的热疲劳性能，尤其是在工作温度变化频繁而剧烈，零件内部的温度及不均匀时。此时零件的疲劳失效应力比在恒定载荷作用下的失效应力更低，使用寿命缩短。因为零件在温度变化时要承受热胀和冷缩引起的附加热应力，有时温度变化造成的热应力可能超过机械加载的应力。

3）耐热钢的焊接性能　大多数耐热钢都易于焊接，如18~8型耐热不锈钢。若组织中有少量 δ 铁素体，则焊接性能更好。这类钢如果加热到427℃就会发生敏化而损害耐腐蚀性能。所以这类铸件焊接时，一定不要使工件过热，故一般都不在焊前预热，每层焊道之间要喷水冷却，使温度降低到150℃以下。

耐热不锈钢铸件焊后会影响其耐腐蚀性能。如焊后在强腐蚀环境下可能会引起应力腐蚀的条件下使用，应在焊后重新热处理。使铸件加热到1 050℃以上，然后快冷，以使在焊接过程中析出的碳化物重新固溶。耐腐蚀性能要求较高而又无法进行固溶处理时，需在钢液中加入合金元素铌或钛，以形成稳定碳化物。

焊接单相奥氏体耐热钢时易产生裂纹。含 Ni 量越高、碳量越低，在焊缝附近形成微裂纹的倾向越大。碳的质量分数在0.1%~0.2%范围内，含 Ni 量超过13%的粗晶粒钢中，这种微裂纹的发生最为明显。降低硫的质量分数可使微裂纹减少。采用低电流焊接时，焊道温度较低，也可使微裂纹减少。

4.3 常用耐热钢

生产上常用的耐热温度在800℃以上的钢种有铬钢、铬镍钢、铬锰氮钢和铝锰钢等铸造钢种。

4.3.1 铬钢

这类钢含 w（Cr）=8%~30%，含有少量的 Ni 或不含 Ni，组织为铁素体或马氏体，室温下塑性差，高温强度较低，主要用于抗燃气腐蚀的条件下。

在铬钢中，随着钢中含铬量的增加，氧化铬（Cr_2O_3）膜的稳定性提高，厚度及致密性增加，钢的抗氧化性提高。表2.2-27中列出了几种铬钢的主要化学成分、金相组织及耐热温度。其中在生产上使用较多的是 ZGCr28 高铬钢。这种钢能耐1 000℃的高温，但力学性能较差，强度低，硬而脆。另一种常用的高铬钢是 ZGCr25Ti，其铬含量稍低，加入质量分数为1%左右的 Ti，以细化晶粒，强度提高。这两种钢主要用于高温加热炉的炉底板、支座、托板等。

表 2.2-27 铬耐热钢的化学成分、金相组织及耐热温度

化学成分（质量分数）/%		金相组织	耐热温度/℃
C	Cr		
0~0.08 0.08~0.12	13~14 16~20	铁素体	800~825 850~900
0.20~0.25 0.10~0.15 0.10~0.20	25~32 13~15 14~18	铁素体+马氏体	1 000~1 050 850 900
0.20~0.25 0.15~0.20	13~15 15~20（+2Ni）	马氏体	825 900
0.30~1.00	13~20	铁素体+碳化物	900
1.00~1.20 2.00~2.50	25~30 30~35	莱氏体	1 050 1 100

4.3.2 铬镍钢

包括高铬镍钢和高镍铬钢。高铬镍钢铬的质量分数超过18%，Ni 的质量分数超过8%，而含铬量总是超过含镍量，其基本组织是奥氏体，有些钢中含有少量铁素体。与高铬钢相比，高温强度和塑性较高，高温下的耐腐蚀能力也较强。高铬镍耐热钢适用于温度达1 093℃的环境中，但是在649~841℃，易于形成 σ 相。高铬镍钢中的主要合金元素是 Ni，在23%以上，铬的质量分数在10%以上，且含镍量高于含铬量，其组织为单一的奥氏体。通常用于工作温度高达1 149℃、温度变化大、要求抗热疲劳和热冲击的零件，但高镍铸钢容易形成低熔点的镍硫共晶，这时零件的腐蚀速度很快。因此这种钢不宜在硫量较高的环境中使用。

ZG1Cr18Ni9Ti 不锈钢在高温下也具有抗氧化性，但这种钢的高温强度低。为了使钢在高温下有较高的强度，可适当提高钢的含碳量。为了进一步提高钢的抗氧化性，可以往钢中添加 w（Si）=2%~3%。但提高含碳量和加入硅都会降低钢的塑性并使钢变脆，为了保证钢的力学性能，可提高钢的含镍量。例如 ZG3Cr18Ni25Si2 即是这样的钢种。这种钢的化学成分（质量分数）为：C=0.30%~0.40%，Si=2.0%~3.0%，Mn≤1.5%，Cr=17.0%~20.0%，Ni=23.0%~26.0%。这种钢的热处理方法也采取固溶化处理：加热至1 100℃并保温一段时间，然后在水中淬火。热处理后钢具有奥氏体组织，其力学性能指标如下：$\sigma_s \geq 300$ MPa，$\sigma_b \geq 560$ MPa，$\delta_5 \geq 20\%$，$\psi \geq 25\%$。这种钢在1 100℃温度下具有良好的抗氧化性，适于铸造在高温下工作的零件，如盐浴炉坩埚炉、热处理炉的炉条和炉底板等。

4.3.3 铬锰氮钢

我国在20世纪70年代研究开发了铬锰氮系列的不锈钢和耐热钢。其中含硅的钢 ZG1Cr18Mn13Si3N 是作为耐热钢使用的。这种钢在900℃温度下有良好的抗氧化性，适用于制造热处理炉零件，如炉底板、坩埚等。钢的热处理方法是1 100℃水淬。

4.3.4 铝锰钢

我国某些单位在20世纪70年代研制一种铝锰耐热钢，其化学成分（质量分数）为：C=0.5%~0.7%，A=16%~8%，Mn=28%~30%，Si=1.2%~2.2%，Ti=0.3%~0.5%，P≤0.1%，S≤0.03%，一般称为铁铝锰（TLM）耐热钢。在这种钢中，使钢具有抗氧化性的合金元素是铝。当单独加入质量分数为7%的铝时，会使钢具有铁素体和碳化物的组织，强度低而且脆。为了不使碳化物析出，加入质量分数为30%的锰。由于锰具有扩大奥氏体相的作用，使钢的组织变为奥氏体和铁素体。奥氏体的出现，使钢溶解碳的

能力提高了，不再出现碳化物。这种钢适用于950℃以下的温度，用于铸造热处理炉的零件，如坩埚和托盘等。因此这种钢通常又称为“铁铝锰炉用耐热钢”。

这种钢在铸造性能方面有以下一些特点。

1）易产生表面皱皮。钢液容易氧化，生成的氧化膜容易使铸件表面产生皱皮。为了避免这种缺陷，在浇注系统上要保证钢液能迅速而又平稳地充填铸型，并尽量缩短钢液的流动距离。为此应采用底注式浇注系统，并多开内浇道，适当放大浇道断面，并多开出气冒口，以减小浇注过程中型腔内气体产生的阻力。

2）易产生缩孔。钢的体积收缩大，而且由于钢液中有大量的氧化铝夹杂物，使钢液黏稠，冒口的补缩效果差，容易产生缩孔。在铸件的热节处容易产生表面缩陷，因此在热节处宜设置冷铁激冷。

3）易产生裂纹。钢中夹杂物多，削弱了钢的强度，致使铸件易产生裂纹。因此应提高铸型和型芯的容让性，减小铸件收缩过程中遇到的阻力。

4.4 常用热强钢

4.4.1 珠光体型热强钢

这是一类低合金化，在550℃以下使用的热强钢。这类钢的特点是含碳量低，合金元素含量少，价格便宜，导热性好，工艺简单。其中又可按含碳量分为低碳及中碳两大类。工业用珠光体耐热钢的成分及热处理、常规性能见表 2.2-28。

1）低碳珠光体型热强钢　主要用于 500～600℃工作的锅炉钢管及汽轮机叶片等要求塑性、焊接性很好的零件。

低碳珠光体型热强钢的碳的质量分数在 0.08%～0.20%之间，具有低硬度与高塑性。碳化物相很少，不易产生珠光体球化、石墨化，长期高温工作时组织稳定性增高。400～620℃间仍保持弥散分散的稳定碳化物，维持强化。

合金元素中 Cr、Mo 是固溶强化、提高耐热性的主要组元。但在较高工作温度下长期工作时，耐热钢中仍发生合金元素再分配现象，即碳化物形成元素 Cr、Mo 向碳化物内扩散、富集，而非碳化物形成元素 Ni、Co 和弱碳化物形成元素 Mn 向铁素体内扩散、富集；需加入强碳化物形成元素 V、Ti、Nb 等，与 Cr、Mo 共同稳定碳化物、阻止合金元素扩散、富集的再分配，提高热强性。

在高温和应力的长期作用下，片状珠光体转变为球状，这是表面自由能降低的自发过程。随着珠光体的球化与聚集，热强度也随之降低。碳化物形成元素在耐热钢中阻碍碳及合金元素扩散的同时，即起到阻碍碳化物球化与聚集的效果。高温长期应力作用下的另一自发过程是碳化物石墨化，介稳定碳化物中碳转化为稳定石墨态的过程，热强度几乎消失，石墨起孔洞作用而导致应力集中，钢的热强度与塑性同时急剧降低。Al、Si 都是促进石墨化的元素，Mo 虽能固溶强化铁素体，但也促进石墨化。因此，一般珠光体耐热钢都是同时加入 Cr、Mo，以降低 Mo 钢的石墨化倾向。

表 2.2-28　工业用珠光体耐热钢的成分及热处理、常规性能

类别	钢号	化学成分（质量分数）/%						热处理	力学性能					用途
		C	Si	Mn	Cr	Mo	其他		σ_b	σ_s	δ	ψ	a_K	
									MPa		%		$J\cdot cm^{-2}$	
低碳	16Mo	0.13～0.19	0.17～0.37	0.40～0.70	—	0.40～0.55	—	880℃空冷，630℃空冷	400	250	25	60	120	工作温度＜400℃
低碳	15CrMo	0.12～0.18	0.17～0.37	0.40～0.70	0.80～1.10	0.40～0.55	—	900℃空冷，650℃空冷	450	300	22	60	120	＜560℃
低碳	12Cr1MoV	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.80～1.20	0.25～0.35	0.15～0.25 V	970℃空冷，750℃空冷	500	250	22	50	90	＜560℃～580℃
中碳	25CrMoVA	0.22～0.30	0.17～0.37	0.55～0.80	1.2～1.5	0.90～1.10	0.30～0.50 V	1040℃空冷，670℃空冷	750	650	16	50	60	＜565℃
中碳	35CrMoVA	0.22～0.36	0.17～0.37	0.40～0.70	1.0～1.3	0.2～0.3	0.1～0.2 V	900℃油淬，630℃水冷油	1 100	950	10	50	90	500℃～520℃
中碳	34CrNi3MoV	0.3～0.4	0.19～0.37	0.6～0.8	1.2～1.5	0.25～0.4	3～3.5Ni，0.1～0.2 V	820～830℃油淬，650～680℃空冷	870	750	13	40	60	＜450℃

2）中碳珠光体型热强钢　要求强度更高，而使用温度较低的过热蒸汽管道、汽轮机轮、枪炮管、螺栓紧固件等。大多用热锻成形，较少采用冷弯、焊接的零部件，则将碳的质量分数提高至 0.25%～0.4%的中碳水平。

其中用于钢管、紧固件的简单、壁厚不大的零件，增加碳量后使钢的高温屈服强度及抗松弛稳定性均提高了，满足了热强性的要求。只是持久塑性偏低，同时，碳化物稳定性降低，易在晶界聚集而促成脆断。作为紧固件使用时，倾向维持 w（C）＝0.20%的条件下，增加强碳化物形成元素 Nb、Ti，及强化晶界元素 B 来改善耐热性。制造枪炮管身、汽轮机轴等厚大截面零件时，除受力情况更复杂外，还要求有良好的淬透性以保证截面组织和性能均匀。需加入提高淬透性元素 Ni 等。

4.4.2 马氏体型热强钢

合金元素含量提高至空冷获得马氏体组织的热强钢，其成分与性能见表 2.2-29。

表 2.2-29　马氏体型热强钢的成分及热处理、常规性能

钢　号	化学成分（质量分数）/%							热处理	力学性能					工作温度/℃
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	其他		σ_b	σ_s	δ	ψ	a_K	
									MPa		%		$J\cdot cm^{-2}$	
1Cr11MoV	0.11 ~ 0.16	≤0.5	≤0.6	10 ~ 11.5	0.5 ~ 0.7	—	0.25 ~ 0.40 V	1 050 ~ 1 100℃空冷，720 ~ 740℃空冷	700	500	16	55	60	535 ~ 540
1Cr12WMoVA	0.12 ~ 0.18	0.2 ~ 0.4	0.5 ~ 0.6	11 ~ 13	0.5 ~ 0.7	0.7 ~ 1.1	0.4 ~ 0.8Ni，0.15 ~ 0.3 V	—	—	—	—	—	—	550 ~ 580
1Cr11Ni2-W2MoVA	0.10 ~ 0.16	≤0.6	≤0.6	10.5 ~ 12.0	0.35 ~ 0.50	1.5 ~ 2.0	0.18 ~ 0.30 V 1.4 ~ 2.0Ni	1 000 ~ 1 020℃，680 ~ 700℃空冷	900	750	15	55	90	<600
1Cr12WMo-VNiBA	0.14 ~ 0.19	0.2 ~ 0.4	0.4 ~ 0.6	11 ~ 12	0.45 ~ 0.60	0.45 ~ 0.6	0.25 ~ 0.35Nb 0.01 ~ 0.24B 0.2 ~ 0.3 V	1 100℃油淬，700℃空冷	1 050	800	16	56	56	<620
4Cr9Si2	0.35 ~ 0.50	2 ~ 3	≤0.7	8 ~ 10	—	—	—	1 100℃油淬，700℃油冷	900	600	20	55	-	<700
4Cr10Si2Mo	0.35 ~ 0.45	1.9 ~ 2.6	≤0.7	9 ~ 10.5	—	—	≤0.5Ni	1 010 ~ 1 040℃油冷，740℃空冷	900	700	10	35	—	<720

表 2.2-29 中前四种钢是汽轮机或燃气轮机叶片用钢，要求较高的抗腐蚀性的同时具有高的热强性，是从 Cr13 型马氏体不锈钢基础上发展而来的，又称马氏体型不锈耐热钢。主要用 W、Mo、V、Ti、Nb 等碳化物形成元素来固溶和沉淀强化。但这些元素加入钢中，同时增加 δ 铁素体含量而引起性能恶化。此时，采用减少 1% ~ 2%（质量分数）Cr 或增加 1% ~ 2%（质量分数）Ni 的方法来扩大 γ 区，平衡铁素体稳定元素的影响。

表 2.2-29 中后两种为阀门用钢。内燃机进气阀工作温度在 400℃以下，通常采用结构钢，而燃烧排气阀端的温度高达 700 ~ 850℃，燃气含有 V_2O_5、SO_2、N_2O 及防爆剂乙基铅等，使阀门严重腐蚀和磨损，需采用这类含碳量较高的、耐磨损的耐热钢。加入 Cr、Si 都是提高同素异构相变点的元素，提高耐热性和热稳定性。

4.4.3　奥氏体型热强钢

Cr18Ni9 和 Cr25Ni20 两个系列的铬镍奥氏体耐热钢在高温下都有良好的抗高温腐蚀性能，但由于成分组织都比较简单，其热强性并不理想。为了进一步提高奥氏体耐热钢的热强性、根据高温强化原理，在钢中添加一些固溶强化元素（如钨、钼等），一些碳化物或金属间化合物形成元素（如钒、铌、钛、铝等）以及一些晶界强化元素（如硼、稀土等）能显著提高钢的热强性。根据上述原则，本节中将着重讨论以化合物为强化相和以金属间化合物为主要强化相的奥氏体型热强钢。

（1）以碳化物为主要强化相的奥氏体耐热钢

表 2.2-30 中列出了以碳化物为主要强化相奥氏体耐热钢的化学成分。由表可见，在这类钢中碳含量有较大的增加，铬镍含量略有减少，增加了钨、钼、钒、铌等合金元素。它们既是碳化物形成元素产生析出相强化，又可以实现少量的固溶强化，还含有微量硼，对实现晶界强化是有益的。此外，在该类钢中还含有大量的锰，其主要目的是为了取代部分镍而获得奥氏体组织。

表 2.2-30　以碳化物为强化相的奥氏体耐热钢的化学成分

钢　种	化学成分（质量分数）/%									
	C	S	Mn	Cr	Ni	W	Mo	V	Nb	B
4Cr14Ni14W2Mo	0.4 ~ 0.5	≤0.8	≤0.7	13 ~ 15	13 ~ 15	2 ~ 2.75	0.24 ~ 0.4	—	—	—
4Cr15Ni7Mn7V2Mo	0.38 ~ 0.47	0.9 ~ 1.4	6 ~ 8	14 ~ 16	6 ~ 8	-	0.65 ~ 0.95	1.5 ~ 1.9	—	—
4Cr12Ni8Mn8MoVNb	0.34 ~ 0.4	0.3 ~ 0.8	7.5 ~ 9.5	11.5 ~ 13.5	7 ~ 9	—	1.1 ~ 1.4	1.25 ~ 1.55	0.25 ~ 0.45	—
4Cr12Ni6Mn8MoVB	0.34 ~ 0.4	0.3 ~ 0.8	7 ~ 9	11.5 ~ 13.5	4.5 ~ 6.5	—	1.1 ~ 1.4	1.25 ~ 1.55	—	0.008
4Cr12Ni8Mn8NbWV	0.45 ~ 0.52	≤0.8	6 ~ 9	11 ~ 14	7 ~ 9.5	3.3 ~ 4.2	—	2.1 ~ 2.5	1 ~ 1.4	—
4Cr13Ni5Mn9WVNb	0.34 ~ 0.42	≤0.7	7 ~ 10	11.5 ~ 14.5	5.5 ~ 6.5	2.8 ~ 3.4	—	1.55 ~ 1.8	1 ~ 1.4	—
3Cr19Ni9MoWNbTi	0.28 ~ 0.35	≤0.8	0.8 ~ 1.5	18 ~ 20	8 ~ 10	1.0 ~ 1.5	1.0 ~ 1.5	—	0.2 ~ 0.5	Ti0.2 ~ 0.5
2Cr20Mn9Ni2Si2N	0.17 ~ 0.26	1.8 ~ 2.7	8.5 ~ 11	18 ~ 21	—	—	—	—	—	N0.2 ~ 0.3
3Cr18Mn18	0.18 ~ 0.33	≤0.8	17 ~ 20	12 ~ 14	≤0.5	—	—	0.5 ~ 0.8	—	—

1）4Cr14Ni14W2Mo 钢的组织结构与性能　铬镍钨（14-14-2）钢是奥氏体型耐热钢，它在 700℃以下有良好的热强性，在 800℃以下有良好的抗氧化性能，广泛地用于制造耐温 700℃下柴油机进、排气阀以及航空发动机的排气阀和紧固件。

该类钢的热处理一般是由 1 180℃奥氏体化后水冷，此时钢的组织为奥氏体和大量的初生碳化物，时效温度为 750℃空冷，组织为奥氏体与碳化物。也可以采用 820～880℃退火处理，此时的组织为奥氏体。

表 2.2-31 中列出了 4Cr14Ni14W2Mo 钢的室温与高温下的力学性能。

表 2.2-31　4Cr14Ni14W2Mo 钢的室温与高温力学性能

热处理	试验温度 /℃	力学性能					持久强度 /MPa		蠕变强度 /MPa	
		σ_b	$\sigma_{0.3}$	ψ	δ	a_K /J·cm^{-2}	$\sigma_{b/100}$	$\sigma_{b/500}$	$\sigma_{1/10\,000}$	$\sigma_{1/100\,000}$
		MPa		%						
820～850℃退火空冷	20	706	314	35	20	50	—	—	—	—
	600	568	323	48	18	—	319	245	—	—
	700	363	206	61	33	—	173	117	—	—
	800	225	109	65	38	—	65	37	—	—
1 175℃水冷 760℃5 h 空冷	20	823	421	27	22	85	—	—	—	—
	600	588	—	52	17	88	—	—	176	78
	700	321	—	65	23	110	—	—	36	16
	800	232	—	65	47	114	—	—	—	—

2）4Cr12Ni8MnMoVNb 奥氏体型热强钢　该钢是以 Mn 代替了 Ni，以保证获得奥氏体组织，钢中含有 Mo、V、Nb 等强碳化物形成元素，这说明它是一种沉淀硬化型奥氏体耐热钢，其主要析出相是碳化钒（VC）。在 650～800℃时效可获得大量的 VC，高温时效时析出立方 $Cr_{23}C_6$ 型碳化物。在这种碳化物中也可能含有少量的 Mn、Mo、V 和 Fe。900℃时效析出量最大。钢中的 Nb 实际上形成难熔的碳化铌（NbC），其中也熔有少量的钒和钼。

3）Cr16Ni26Mo6 热强钢　它是一种弥散强化型的奥氏体热强钢，其主要成分（质量分数）是：C≤0.12%，Cr = 16%，Ni = 26%，Mo = 6%。该类钢是以镍为主获得奥氏体组织，钢中含有相当数量的钼，一方面是强化固溶体，同时又可形成强化相。该类钢的热处理制度是 1 175～1 200℃奥氏体化，而后于 650～815℃下时效。最佳时效工艺是 700℃保温 50 h；800℃保温 15 h。为使该钢能在更高的温度下工作，可在奥氏体化处理后进行两次时效：650℃保温 100 h 或者 700℃保温 50 h 及 800℃保温 10 h。此外，形变热处理、冷变形处理能显著地提高该钢的热强性。

表 2.2-32 列出了 Cr16Ni26Mo6 钢的高温力学性能。这种钢在 750℃以下具有较好的热强性，一般的使用温度为650～750℃。可用于制造相应条件的燃气轮机的涡轮盘（工作温度达 735℃），以及用于制造 600℃工作的燃气轮机叶片。

表 2.2-32　Cr16Ni26Mo6 钢在不同加工工艺条件下的力学性能

试样状态	加工工艺	室温下的力学性能					
		$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HBS
		MPa		%			
锻带材	锻造	588	843	35.2	62	>150	207～224
	800℃退火 12 h	470	806	27	40	45	207～229
	1 000℃水冷	—	779	42	63	206	187
	1 200℃水冷	—	745	51	77	370	170
	1 200℃水冷 + 800℃时效 15 h	—	784	30	40	34	207
	1 200℃水冷 + 20%冷变形 + 700℃时效 15 h	711	1 009	19.7	25	—	302
锻棒材	1 180℃水冷 + 时效：700℃15 h + 800℃10 h	490	862	23	37	62	—
	1 150℃空冷 + 650℃变形 + 650℃时效	984	1 113	15.5	33.8	—	—

（2）以金属间化合物为强化相的奥氏体耐热钢

从化学成分来讲，这类奥氏体耐热钢的特点是：碳含量低，在钢中加入钛、铝这类易形成金属间化合物元素，经适当的热处理过后在钢中形成金属间化合物，并以此形成强化耐热钢，但是钢的基本合金元素仍是铬和镍。表 2.2-33 中列出了这类钢的化学成分。由表可见，这类钢中镍含量高［w（Ni）≈35%］，铬含量略低［w（Cr）≈15%］，含有一定数量的钛［w（Ti）= 3%］和铝［w（Al）= 1%］以及少量的硼和稀土元素。钛是这类钢中最有效的合金化元素。工业生产中，虽然钛含量较高会增加该类钢的缺口敏感性，但可以采取适宜的热处理工艺和复合合金化来改善这一不足，从而提高钢的高温强度。

这类钢的热处理要求比较严格，一般均采用固溶化空冷或油冷，时效温度控制要求准确，有的钢种还采用两次时效，以保证获得适宜量的 γ 析出相。

表 2.2-33　以金属间化合物为强化相的奥氏体耐热钢的化学成分

钢　种	化学成分（质量分数）/%									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	W	Al	其他元素
Cr12Ni20Ti3BAl	≤0.10	≤1.0	≤1.0	10～12.5	18～21	—	2.3～2.8	—	≤0.5	0.008B
Cr12Ni20Ti3BAl	≤0.10	≤1.0	≤1.0	10～12.5	18～21	—	2.6～3.2	—	≤0.8	0.008～0.02B
Cr12Ni22Ti3MoBAl	≤0.10	≤0.6	≤0.6	10～12.5	21～26	1.0～1.6	2.6～3.2	—	≤0.8	≤0.02B
Cr20Ni13BTiWAl	0.06～0.12	≤0.8	≤0.7	20～23	35～39	—	0.7～1.2	2.8～3.5	≤0.5	—
Cr15Ni35WTiAl	≤0.8	≤0.6	≤0.6	14～16	33～37	—	2.8～3.2	2.0～3.5	0.7～1.7	0.02B
Cr15Ni35WMoTiB	≤0.12	≤0.6	≤1.0	14～16	32～36	2.0～3.0	1.1～1.5	2.3～3.3	—	0.02B，0.025Co
Cr15Ni35WTi	≤0.12	≤0.6	1.0～2.0	14～16	34～38	—	1.1～1.5	2.8～3.5	—	
Cr15Ni35WTiB	≤0.10	≤0.6	≤1.0	14～16	35～38	—	1.1～1.5	4.0～5.0	—	0.05B，0.025Co
ЭП105	≤0.10	≤0.6	≤0.6	12～15	33～37	3.0～3.8	2.0～2.6	—	2.4～3.2	
ЭП126	≤0.10	≤0.8	≤1.0	19～22	25～30	2.8～3.5	4.8～6.0	—	—	0.005B，1.0Nb，0.2N

从相组成来看，这类钢富镍高钛，基体组织是奥氏体和 γ' 相，以提高硬度及强度。其中 γ' 相金属间化合物是 Ni_3Ti，具有与 γ 固溶体相同的立方体晶格结构，但点阵间距不同。除 γ'-Ni_3Ti 相外，在这类钢中尚有 FeTi 相。在富镍含铝的钢中还含有 Ni_3Al 相和 $Ni_3(TiAl)$ 相，由于这类钢中还含有一定数量的碳和硼，因此除上述金属间化合物相外，还含有不同组分的 TiC 型碳化物。

Cr13Ni20Ti2.5B 钢在 750～775℃时效 100 h 的硬度最高，此时析出的金属间化合物的量最多。当时效温度提高时，由于 γ' 金属间化合物相量的减少、聚集和溶解，因此硬度降低。

以金属间化合物为强化相的奥氏体热强钢具有较高的室温和高温力学性能。在表 2.2-34 中列出了这类钢的热处理与室温力学性能的数据，表 2.2-35 中列出了部分热强钢的高温力学性能。

表 2.2-34　以金属间化合物为强化相的奥氏体热强钢热处理制度及室温力学性能

试样状态	热处理制度	力学性能					
		σ_b	σ_s	δ	ψ	a_K	HBS
		MPa		%		$J \cdot cm^{-2}$	
Cr12Ni20Ti3BAl	1 170～1 190℃2 h，水冷 750～775℃，16～25 h	784	441	15	15	30	241～302
Cr12Ni20Ti3B	1 100～1 130℃，2～5 h，空冷 700～750℃，16 h	882	588	25	30	120	255～302
Cr12Ni22Ti3MoB	1 170～1 200℃，2～8 h，空冷 700～800℃，16 h	882	637	25	30	30	269～321
Cr14Ni28W3Ti3AlB	1 170～1 200℃，2.5～8 h，空冷 750～800℃，16～25 h	882	588	8	10	30	269～321
Cr15Ni35WTiAl	两次淬火：1 150～1 160℃， 6～10 h，空冷 10 504 h，空冷 830℃，16 h	931	637	6	8	30	285～331
Cr15Ni35WMoTiB	1 140～1 160℃，空冷 780℃，8～10 h 830℃，25 h	813	480	22	26	60	—
Cr15Ni35WTiB	1 120～1 150℃，空冷 750～780℃，24 h	882	490	20	35	30～60	—

表 2.2-35　以金属间化合物为强化相的奥氏体热强钢高温力学性能

钢　种	热处理制度	持久强度（100 h 内）/MPa						
		试验温度/℃						
		500	550	600	650	700	750	800
Cr12Ni20Ti3B	1 100～1 130℃，空冷或油冷；700～750℃，16 h	715	637	568	470	394	274	147
Cr12Ni22Ti3MoB	1 100～1 130℃，3～5 h，空冷；750～775℃，16 h	656.6	—	588	480	392	294	167
Cr12Ni35WTiAl	1 180℃，8 h，空冷；1 050℃4 h，空冷；750℃，16 h	—	735	—	—	—	294	—
	1 080℃，8 h，空冷；750℃，16 h	—	735	—	—	412	—	—
ЭП105	1 120～1 150℃，3 h，油冷；两次时效：775～800℃，16 h；630～650℃，10～16 h	852	—	686	—	441	343	235～245

5　高锰钢

高锰钢是铸造抗磨钢中最普通的一种。1883 年 R. A. Hadfield 获得高锰钢的发明专利。在高锰钢中锰的公称质量分数为 13%，钢牌号为 ZG13。高锰钢的铸态组织为奥氏体＋碳化物，钢经水韧处理后得到单相奥氏体组织。奥氏体高锰钢具有很高的塑性、韧性以及低裂纹扩展性，其硬度不高。在无润滑条件下，经受强烈冲击或挤压时，其表面层组织发生加工硬化，加工硬化后表面硬度可由 200HBS 上升到 500HBW 以上。因此，高锰钢在强烈冲击的工况条件下具有很高的抗磨料磨损特性，正是由于这些特性，使得它被广泛用于制造、矿山、建材、冶金、电力和铁路等机械中的耐磨件。

5.1　高锰钢的牌号及性能特点

5.1.1　高锰钢的牌号

高锰钢中含锰量、含碳量与热处理（淬火）状态下的关系如图 2.2-49 所示。

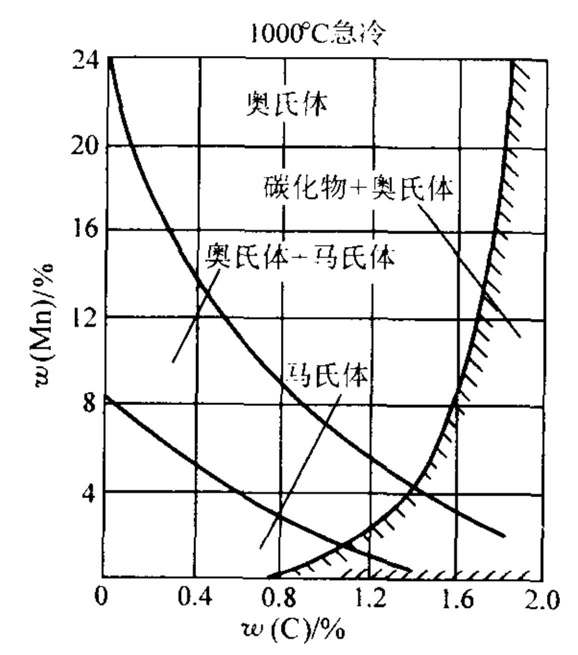


图 2.2-49　铸造高锰钢的淬火组织

作为抗磨材料使用的高锰钢的化学成分（质量分数）为：C＝0.9～1.5%、Mn＝10～15%、Si＝0.3～1.0%Si、S＜0.05%、P＜0.10%。当钢的含锰量高并且含碳量较低时，则具有较高的韧性，但钢的硬度则较低。我国按用途将高锰钢分为 4 个牌号，见表 2.2-36。

表 2.2-36　我国高锰钢的牌号和化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 5680—1985）　%

牌号	C	Mn	Si	S	P	适用范围
ZGMn13－1	1.10～1.50	11.00～14.00	0.30～1.00	≤0.050	≤0.090	低冲击件普通件复杂件高冲击件
ZGMn13－2	1.00～1.40					
ZGMn13－3	0.90～1.30		0.30～0.80		≤0.080	
ZGMn13－4	0.90～1.20				≤0.070	

5.1.2　高锰钢的组织特点

高锰钢的铸态组织为奥氏体＋碳化物。如图 2.2-50 所示，从 Fe-C-Mn 三元相图 w（Mn）＝13%的等分截面可见 w（Mn）＝13%、w（C）＝1.3%钢在常温下应有 α＋M_3C 组织，但在铸造的冷却条件下，相变是在非平衡条状态下进行，高锰钢的铸态组织是由奥氏体、碳化物及少量的相变产物珠光体等所组成。高锰钢通常经过水韧处理，铸态组织中的碳化物基本上都溶到奥氏体中，从而可得到单相奥氏体组织。奥氏体高锰钢在受到冲击或挤压作用时，其表面层发生形变而产生强化硬度急剧升高，由 200HBS 升高到 500HBW 以上。表面层的高硬度与内部层的高韧性相结合，使得高锰钢具有很高的抗冲击磨损能力。高锰钢的组织、性能与其化学成分有极大关系。

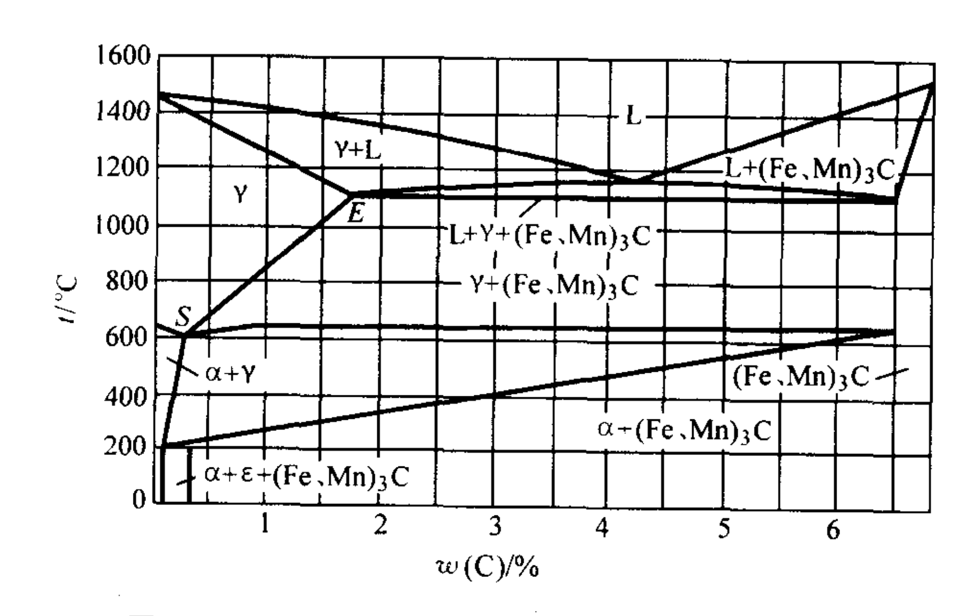


图 2.2-50　Fe-C-Mn 三元相图 w（Mn）＝13%的截面

1）含碳量和含锰量的影响　高锰钢含碳量较高，其含量为0.9%～1.5%。碳在高锰钢中起促使形成单相奥氏体组织和固溶强化作用，以保证高的力学性能。而且碳对耐磨性也有重要影响。碳、锰含量不同时钢中形成不同的组织。碳、锰含量较低时，则钢的力学性能较差。如果增加碳、锰含量，尽管铸态组织中有较多的碳化物（图2.2-51），同时还有少量的珠光体，但经水韧处理后可获得单相奥氏体组织（图2.2-52）。然而碳含量不能过高，否则热处理后也不能完全消除碳化物。碳含量对钢的力学性能有较大的影响，在铸态下随碳含量的增加，钢的强度也在一定的范围内增加，硬度也随碳含量的增加而提高，但钢的塑性和韧性则随碳含量的增加而急剧降低。碳含量达到1.3%左右时，铸态下高锰钢的韧性即降低到零。因为随碳含量的增加，铸态组织中碳化物数量增加，甚至在晶界上形成连续网状碳化物，削弱了晶间的强度和钢的塑性、韧性。但经水韧处理后钢的力学性能有很大的变化，冲击韧度在81～294 J/cm²。水韧处理可使碳化物溶解，但碳含量高时，碳化物数量多，必须提高热处理的温度或延长时间，使碳化物能充分溶解，尽管通过这两个途径可以消除碳化物，但金属微观组织的致密度不能保证。然而，在非强烈冲击磨料磨损的工况条件下，增加含碳量有利于提高钢的耐磨性，因为碳的固溶强化作用可减少磨料对钢的凿削磨损。图2.2-53表示出高锰钢在服役778 h后磨损量与含碳量的关系曲线，说明增加含碳量有利于减少材料的磨损。此外，当碳含量较高时，即使经水韧处理后也容易在钢中残存部分弥散分布的碳化物，而这种组织有利于提高在非强烈冲击磨料磨损的工况条件下高锰钢的耐磨性。在强烈冲击磨料磨损的条件下所使用的高锰钢，碳含量通常较低（0.9%～1.05%左右）。因为虽含碳量增加，一次冲击韧度将降低，如图2.2-54所示。经热处理后获得单相奥氏体组织，使其具有良好的塑性、韧性，在形变过程中容易强化。高锰钢含碳量的确定需结合具体的工件要求：工况条件（服役时冲击的强弱、所接触的物料硬度、工件和物料之间的相对运动速度等）、工件结构的复杂程度、工件的壁厚及铸造工艺等。薄壁铸件由于冷却速度快，可以选择较高的含碳量，而厚壁铸件则由于冷却速度慢，应选择较低的含碳量。砂型铸造由于冷却速度慢，铸态组织容易析出较多的碳化物，故砂型铸造就选择较低的含碳量。而金属型铸造的冷却速度较快，则可选择较高的含碳量。工件结构复杂时容易产生裂纹，且在服役过程中其受力状况也复杂，容易产生应力集中。因此，为确保工件整体强度、韧性，含碳量应偏低。工件表面所接触的物料硬度较低、接触应力较小，则钢中的含碳量可适当提高。

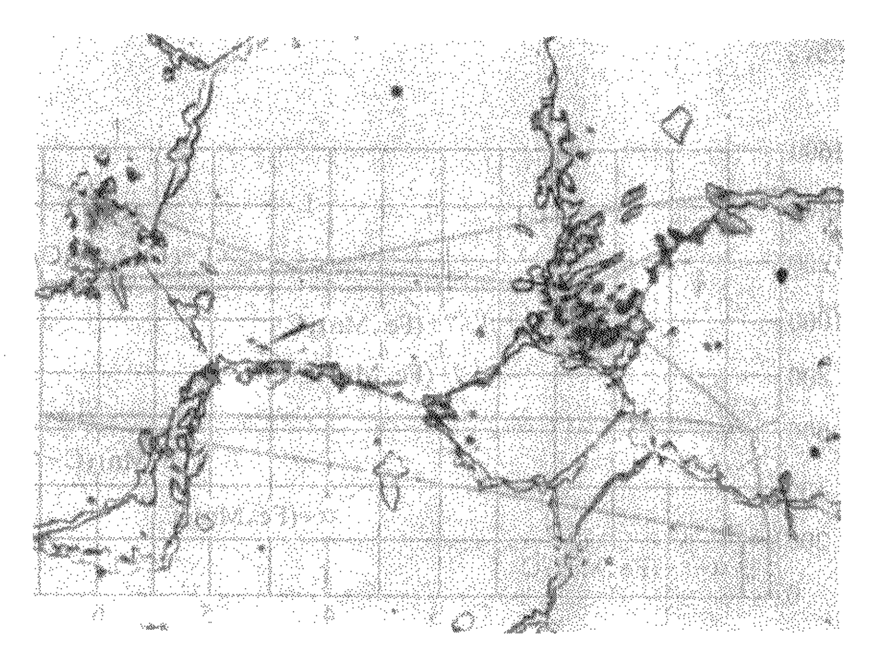


图2.2-51　ZGMn13钢的铸态组织
（奥氏体晶界及晶内有碳化物析出）　×100



图2.2-52　ZGMn13钢水韧处理后组织
（单相奥氏体组织）　×500

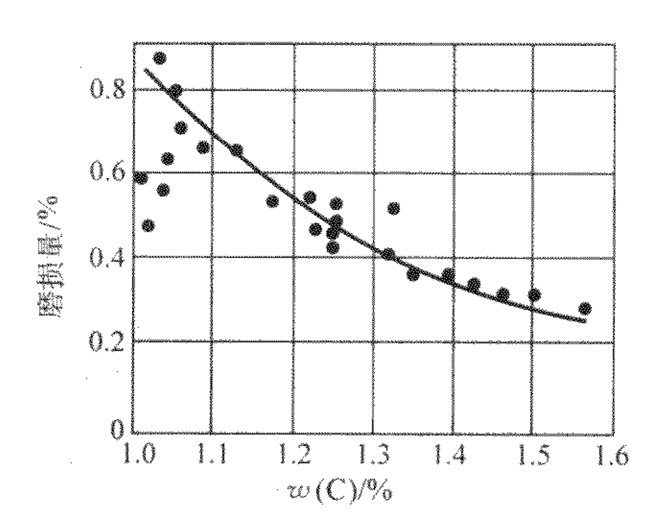


图2.2-53　工作778 h后高锰钢的磨损量与含碳量的关系

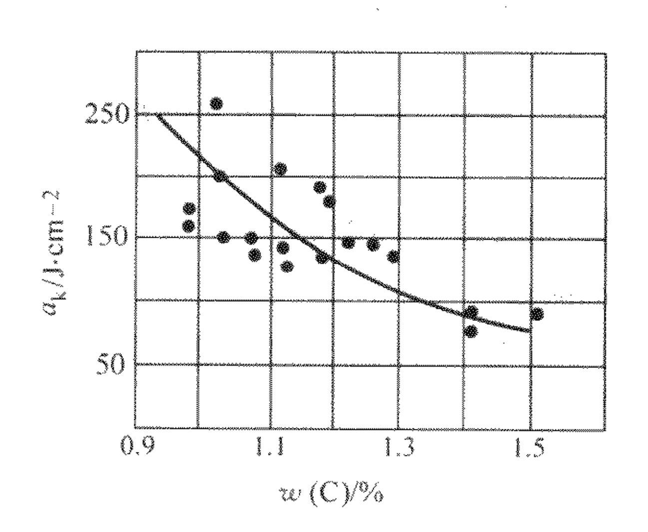


图2.2-54　含碳量对高锰钢冲击韧度的影响

锰是高锰钢中的重要合金元素。锰在钢中扩大γ相区和稳定奥氏体组织。在钢中碳含量一定时，随锰含量的增加，钢的组织逐渐由珠光体型变为马氏体型，并进一步转为奥氏体型。锰在钢中大部分溶于奥氏体而形成置换固溶体，强化基体组织。但由于锰和铁的原子半径差别较小，锰的强化作用较小。锰除固溶于奥氏体中以外，另一部分存在于$(Fe、Mn)_3C$型碳化物中。锰量增加时，钢的强度、冲击韧性提高。锰还是促使奥氏体枝晶生长迅速的元素。在薄壁件中由于温度梯度高，锰含量高，则使金属导热性降低，更容易得到穿晶组织。此外，锰含量高会使铸件各部分的温差增加，从而导致铸件结构不均匀所引起的热裂更加严重。钢中的含锰量的选择也和含碳量选择相同，也是从工况条件、工件的结构复杂程度以及壁厚等几个因素考虑。为确保厚铸件在热处理时不析出碳化物，钢中的含锰量适当提高。并且，结构复杂、受力情况复杂的工件，其含锰量也应适当偏高，以保证工件的塑性、韧性，使工件在服役过程中不致断裂以及在铸造过程中不产生裂纹。此外，在强烈冲击的工况条件下，钢中的含锰量也应当适当提高。在考虑上述几个因素，钢中的含锰量不低于12%～12.5%。

高锰钢中碳、锰含量之间有适当比例值，从保证热处理后获得单相奥氏体组织的角度考虑，比值不可过低。当 Mn/C<8 时，经水韧处理后组织中容易出现残余碳化物，甚至在晶界上出现网状碳化物。尽管残余碳化物和网状碳化物可通过提高热处理的温度来减少或消除，但这样会引起晶粒粗大。为了保证高锰钢热处理后获得单相奥氏体组织，需要有足够的含锰量，而过高的含锰量又不利于钢的加工硬化性能，通常 Mn/C 选用 8～10，铸件壁厚时，则由于中心部分容易析出碳化物，因此应取较高的 Mn/C 值。

2）含硅量　硅元素在高锰钢中可固溶于奥氏体，起固溶强化作用，且硅又改变碳在奥氏体中的溶解度，促使碳脱溶，以碳化物的形式析出含硅量增加既使碳化物沿晶界析出，又使晶内碳化物析出，量增加和改变碳化物形貌，使钢的耐磨性和冲击韧性同时降低。随含硅量增加，高锰钢铸态组织中碳化物增多，这给热处理带来困难。因为碳化物数量多，必须要提高热处理的温度和时间，导致晶粒变得粗大、金属表面严重脱碳，甚至在金属表层内沿晶界氧化等问题。由于硅导致钢的铸态组织中碳化物增多，使钢在高温时性能变差，低温时变脆。因此，容易在应力作用下产生裂纹。高锰钢中硅的质量分数为 0.3%～1.0%。

3）含磷量　磷在高锰钢中是有害元素，尽管磷在高锰钢中的含量少，但对钢的力学性能、耐磨性及工艺性的影响较大。磷在固体铁中形成置换固溶体，在纯奥氏体中的最大溶解度（质量分数）为 0.5%，磷是使 γ 相区封闭的元素，促使奥氏体晶粒粗化且易产生柱状晶，是对脆性转变温度影响最坏的元素之一。磷在铸态高锰钢中通常以铁、锰的磷化物和铁的二元共晶存在，即 $(Fe, Mn)_3P+\gamma$，也可以铁、锰的磷化物，铁、锰的碳化物和铁的三元共晶形式存在，即 $(Fe, Mn)_3P+(Fe, Mn)_3C+\gamma$。因为高锰钢中碳、锰、硅的高浓度完全排除了形成磷酸盐的可能性，并且磷在奥氏体中溶解度很小，因此，在奥氏体型高锰钢中磷处于沿晶界析出的易溶磷化铁和磷化锰形态，严重削弱钢的性能。随着含磷量的增加，高温下钢的强度、塑性降低（见图 2.2-55）。磷在高锰钢中很容易引起偏析。

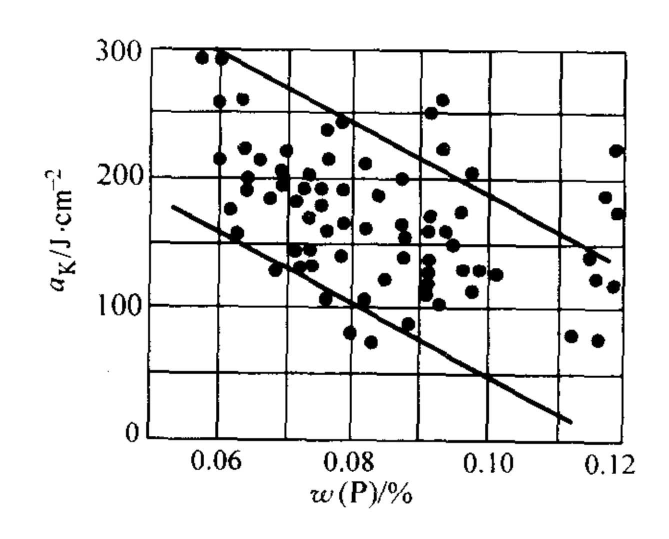


图 2.2-55　含磷量对高锰钢冲击韧度的影响

改进熔炼工艺、调整合适的化学成分、采用微合金化技术、优化铸造和热处理工艺都可在较大程度上消除磷对高锰钢性能的影响。

4）含硫量　高锰钢中由于含有大量的锰，大部分的硫和锰结合成高熔点的硫化锰，而大部分的硫化锰进入熔渣，故硫的有害作用较小。

5）含铝量　在高锰钢中的铝是作为脱氧剂加入的，加入量较少，通常质量分数为 0.06%～0.15%。生成的脱氧产物 Al_2O_3，钢中由于有 MnO、FeO、SiO_2 等，Al_2O_3 和这些氧化物容易结合成熔点低、密度小的夹杂物，所以氧化铝在钢凝固时难以起细化组织的作用。在钢中若铝和氮含量较高时，可以形成 AlN。AlN 高温时可以溶解在奥氏体中，当温度降低时，溶解度降低，从奥氏体中析出，沉积在奥氏体晶界上，导致晶间断裂。尽管铝的脱氧能力较锰强，但在含锰量高的钢中，由于质量定律的作用，它的脱氧能力将受到削弱。即使加入过多的铝，并不能强化脱氧，但也会产生不利的影响。当铝质量分数大于 1%时，钢的冲击韧度、塑性明显下降及铸造性能恶化。当铝质量分数大于 0.3%时，流动性明显下降，这时不能以提高浇注温度的方法提高流动性，因为钢液容易氧化，底注口很容易被堵死。铝含量高时，还会使钢中的晶粒粗大，钢的力学性能恶化，耐磨性能下降。只有当钢中磷含量较高时，可通过适当提高铝含量的方法以减少磷的有害作用。

5.1.3　高锰钢的力学性能特点

高锰钢的铸态组织是由奥氏体、碳化物、珠光体和通常存在少量的磷共晶等所组成。碳化物数量较多时会在晶界上以网状出现，钢的性能很脆。高锰钢的铸态组织塑性和韧性低，故很少在铸态下直接使用。高锰钢通常都经过固溶处理（即水韧处理）后使用，经水韧处理后高锰钢的强度、塑性和韧性可提高较多。

1）高锰钢的硬度　高锰钢铸态组织中由于有大量的碳化物，且有共析分解的珠光体，所以其硬度值较高（200～300HBS），其铸态组织的硬度与含碳量及其他合金元素含量有关，当碳及碳化物形成元素含量越高，铸态组织中碳化物量会越多，高锰钢的硬度就越高。高锰钢经水韧处理后其硬度稍有下降，在 180～225HBS。高锰钢在热处理后的硬度和化学成分的关系反映出碳和合金元素的固溶强化作用。高锰钢的原始硬度（即水韧处理后的硬度值）会影响形变后的硬度，两者之间有一定的关系。但原始硬度不直接反映出高锰钢的加工硬化能力，故高锰钢的原始硬度对其使用性能无太大的影响。在实际生产中，对高锰钢的硬度检验的意义是为了检查热处理的质量。高锰钢在热处理后若残余的碳化物较多时，其硬度较高。在热处理过程中，如果冷却速度不足，也会在钢中出现析出型碳化物，使钢的硬度增加。

2）高锰钢的韧性　高锰钢的冲击韧度较高，一般均大于 100 J/cm^2，在个别情况下其冲击韧度达到 294.2 J/cm^2。高锰钢的断裂一般为韧性断裂。高锰钢和其他奥氏体型钢一样，在低温条件下仍然保持较好的冲击韧度。在 -80℃时，高锰钢的冲击韧度在 39～49 J/cm^2 之间，若温度再降低，高锰钢会变脆，在 -196℃ 时，冲击韧度下降到 19.6～29.4 J/cm^2，在此温度下，会发生沿晶脆性破坏。当然，沿晶界脆性破坏也通常与化学成分偏析、晶界缺陷及夹杂物等因素有关。奥氏体晶界析出碳化物会降低高锰钢的冲击韧度，此外，晶界附近奥氏体的稳定性也会影响其冲击韧度。

3）高锰钢的塑性和强度　高锰钢塑性变形时主要沿原子密排面进行滑移。当外力作用于奥氏体时，位错面开始滑移。高锰钢可以是单系滑移也可以是多系滑移，当应力较高时，一般属于多系滑移。高锰钢容易产生逆性变形，其升伸率（δ）可达到 50%以上。

高锰钢的强度为 $\sigma_b \geqslant 637 \sim 735$ MPa、$\sigma_s \geqslant 396$ MPa。在通常的拉伸变形速度下，高锰钢没有明显的屈服点，在断裂时也没有明显的颈缩现象，其应力应变关系曲线比较平直。在压缩变形时，其应力应变曲线与拉伸应力应变曲线相似，压缩屈服应力、压缩屈服强度较高。高锰钢和一般的结构材料有所不同，其抗拉强度和升伸率可以同时增加，也就是说高锰钢强度提高的同时其塑性也提高。

图 2.2-56 为常用的几种合金元素含量对高锰钢屈服强度的影响曲线。由图可看出：C、Si、Cr、Mo、V 元素含量在一定范围内增加，高锰钢屈服强度随之增加。

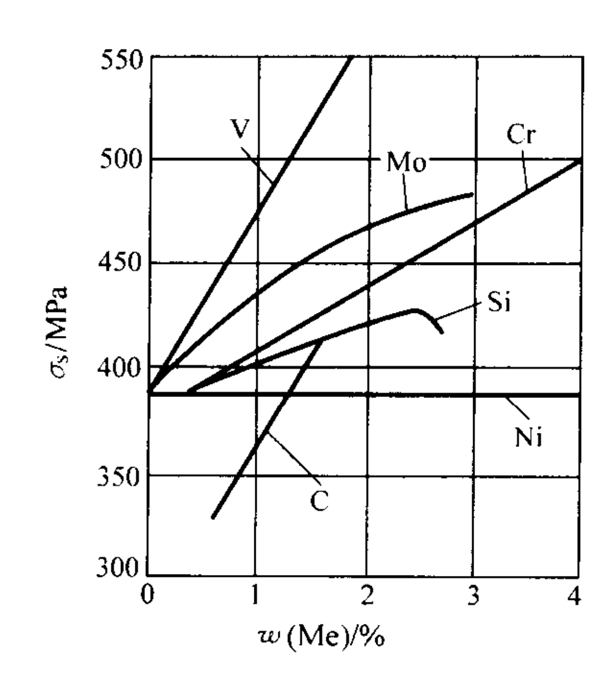


图 2.2-56 合金元素对高锰钢屈服强度的影响

4）高锰钢的疲劳强度 高锰钢经过热处理后，其疲劳强度较高，这一特性对于承受反复载荷作用的铸件很重要。高锰钢的疲劳强度约为 176.52～196.13 MPa，相当于其抗拉强度的 25%～30%。但是，高锰钢的疲劳强度在很大的程度上受到冶金质量的影响，如夹杂物、磷共晶的数量等。碳化物和沿晶界分布的脆性相在多次冲击载荷作用下会形成裂纹源，继而发生晶间脆断。当裂纹已形成，晶界存在上述缺陷会引起裂纹沿晶界扩展，导致高锰钢的疲劳强度降低。

5.1.4 高锰钢的加工硬化特点及应用领域

（1）高锰钢的加工硬化特点

高锰钢铸件在冲击应力作用下，其表面层发生塑性变形。高锰钢经过水韧处理后获得单相奥氏体组织，其硬度较低，通常只有 170～230HBS 左右，经塑性变形以后由于强化的结果，金属的变形层内表现出明显的加工硬化现象，其表面层（变形层）的硬度有极大提高，硬度可达到 500～800HBW。塑性变形时表面层向内的金属变形程度逐渐减少，其硬度值也逐渐降低。若金属处于原始的未变形状态，其硬度值不变。随冲击载荷的不同，加工硬化层的深度不同，加工硬化层的深度大约在 10～20 mm 左右。高锰钢的加工硬化层深度的大小和冲击功的大小、金属的塑性性能、强度性能、组织状态（晶粒度、奥氏体基体中是否有第二相存在等）有关。此外，化学成分决定组织状态也影响奥氏体的性能和加工硬化层的深度。形变速度和应力状态，也影响加工硬化效果。

高锰钢加工硬化后，其表面层有很高的硬度，而硬化层下面是软韧的奥氏体组织。由于表面层的硬度高与内层较好的韧性相配合，在抵抗磨料的犁铧磨损、形变磨损和冲击应力等，高锰钢有良好的抗磨损性能。而且，高锰钢铸件在服役过程中，当表面层逐渐磨损的同时，在外载荷的冲击作用下，硬化层又不断地向内发展，维持一个稳定的硬化层。

（2）高锰钢的加工硬化机理

高锰钢是在强烈冲击工况条件下具有高强度、高塑性，韧性好、特别耐磨的一种材料。人们对高锰钢的加工硬化机理进行了广泛的研究，提出了不同的理论。

1）位错堆积理论 高锰钢在受到强烈的冲击或挤压作用下，晶粒内部产生最大应力的许多相互平行的平面之间，产生相对滑移。在滑移界面产生高密度的位错，大量位错形成高密度位错区，高密度位错区会阻碍位错运动而产生强化效应，从而导致高锰钢的加工硬化。

2）变形诱导相变理论 形变诱发马氏体相变硬化假说认为，奥氏体高锰钢加工硬化的原因，是由于高锰钢形变诱发高锰钢中的奥氏体转变成马氏体，由于两者的体积不同，后者的体积较大，产生了膨胀，阻碍滑移面滑移。高锰钢中的奥氏体是处于相对稳定的状态，在受到冲击或挤压作用时，而发生变形，由于应变诱导作用，导致奥氏体向马氏体转变，因此钢的表面层产生马氏体。1929 年 Hall 用 X 射线衍射分析证明奥氏体高锰钢变形层中确实发生了奥氏体转变成马氏体的相变。同年 Krivobok 提出了马氏体会在奥氏体变形滑移带上形成的观点。但后来 Dnicinof 在一个相当宽的温度范围内对高锰钢加工硬化现象进行了研究，在高锰钢形变后的加工硬化层中并没有发现形变诱发的马氏体存在，因而否定了奥氏体高锰钢在变形过程中会发生马氏体相变的观点。有研究者在研究高锰钢中奥氏体的稳定性与形变能力时，提出奥氏体高锰钢由于层错能低，在形变过程中容易形成层错，在层错处会出现马氏体或形成形变孪晶，但是并不容易出现马氏体，并且在形变后也没有达到更高硬化程度。而有人则认为高锰钢奥氏体有不同的转变方式，既可以按 γ→层错→ε 马氏体→α 马氏体这种转变方式转变，也可以直接从 γ 转变成马氏体。究竟是按什么方式转变的，关键在于高锰钢的成分。通常锰质量分数在 10%～14%，碳质量分数在 1.0%～1.4%的锰钢经变形后只能出现层错并发展成为形变孪晶或 ε 马氏体，而不能出现 α 马氏体。但是，由于高锰钢含碳量、含锰量较高，奥氏体应比较稳定，形变诱导相变理论的可能性有待于进行深入的研究。

影响高锰钢的加工硬化因素很多，其主要有：钢的化学成分、应力状态、形变温度、形变速度、化学成分的均匀性和应力分布状态等。

许多科学工作者已作了大量的有关高锰钢加工硬化理论的研究，提出了各种各样理论解释。早期的研究认为奥氏体形变过程中析出马氏体为主要的强化因素。以后提出奥氏体在形变过程中有碎化现象，认为奥氏体在硬化层中的细化为主要因素。随后又提出了关于奥氏体形变过程中碳沿滑移面析出及奥氏体的滑移面的闭锁为强化的主要因素。在电镜下观察到形变后位错密度的增加、层错的出现、ε 马氏体和形变孪晶的存在，将这些因素单独和几个因素综合的作用，认为是加工硬化的主要因素。由于各种理论提出都有其实验依据。所以直到目前还没有统一的理论解释。

（3）高锰钢的应用领域

高锰钢是一种特殊的耐磨钢，水韧处理后获得单相奥氏体组织，具有高塑性、高韧性以及低裂纹扩展性，是一种极好的耐冲击抗磨料磨损材料，在无润滑的条件下高锰钢经受强烈冲击后迅速产生加工硬化，正是由于这些特性，高锰钢被广泛用于在承受强烈冲击工况机械中的耐磨件。

高锰钢经热处理后，绝大部分的碳化物固溶于奥氏体中，钢的组织为单相奥氏体或奥氏体 + 少量的碳化物。因此，在服役过程中，在较大的冲击负荷或接触应力作用下，钢的表面迅速产生加工硬化，并且伴随有马氏体相沿滑移晶面形成，钢的表面硬度急剧升高。内部仍然保持较好的韧性，因此高锰钢在承受冲击载荷时具有良好的耐磨性。高锰钢特别适宜用在冲击型磨料磨损的工况条件下服役，常用于制造球磨机衬板、破碎机牙板、颚板、轧臼壁、挖掘机斗齿、斗壁、铁道道岔、拖拉机和坦克履带等抗冲击磨损的铸件。

根据高锰钢的加工硬化机理，在选用高锰钢时应特别注意高锰钢的适宜工作条件，高锰钢必须用于承受较强的冲击或挤压场合，就是必须具备有能适合奥氏体强化的作用力，而在非强烈冲击的工况条件下，由于不能产生加工硬化或加工硬化的程度不够，高锰钢优越的耐磨性就不能得到充分发挥。此外，高锰钢不适宜在高温条件下（500℃）服役，因为奥氏体在高温下会重新析出碳化物，使钢又会变脆，且由

于重新结晶的作用使加工硬化作用消失。所以，选用高锰钢时应该特别注意其服役的工况条件。

5.2　高锰钢的生产

5.2.1　高锰钢的熔炼

目前，高锰钢的熔炼较广泛的是采用碱性电炉，也可采用酸性平炉或混合炼钢法，小批量生产可用酸性感应电炉熔炼。电炉较其他熔炼炉更容易控制钢液的成分和温度，而且可用本钢种返回料熔炼，具有成本低、质量高的优点。

电炉熔炼高锰钢，根据废钢的供应情况，可采用氧化法和返回法（不氧化法）两种工艺。

（1）氧化法

氧化法熔炼高锰钢，可分为两个基本过程：首先熔炼优质碳素钢液，然后用锰铁进行合金化，具体可分为几个步骤。

1）熔炼优质碳素钢液时，炉衬、配料、装料、熔化、氧化均按一般优质碳素钢熔炼规范。

2）在氧化期脱碳质量分数大于 0.2%，终碳量是根据锰铁成分而定，一般质量分数不低于 0.2%。

3）氧化期钢液磷的质量分数应小于 0.015%。为防止渣中磷还原，氧化结束应尽量除尽氧化渣。

4）锰铁加入钢液之前，应烘烤至 750℃以上。为保证钢液中磷和碳比例合格，要求锰铁中磷的质量分数不大于 0.3%，锰碳质量比小于 10。

5）钢液的合金化，通常采用白渣下加入锰铁和稀薄渣下加入锰铁两种工艺。白渣下加入锰铁，良好的还原渣较易形成，钢的塑性较好。稀薄渣下加入锰铁，锰铁熔化较快，还原期耗电较少，但锰烧损较大，钢液中氧化锰的含量较高，良好的还原渣形成较难。

6）为防止大量未熔锰铁在熔池堆积、冻结，锰铁应分批加入。每加入一批都要充分搅拌，基本熔清后再加下一批。

7）为了确保钢液脱氧良好，通常要求炉渣中的氧化铁、氧化锰总的质量分数不超过 1.5%。出钢前炉渣为白渣或弱电石渣。

8）如钢中加入铬、镍、钼、钛等合金元素，则应按常规方法加入，镍、钼合金在熔化末期加入，铬、锰同时加入，钒、钛等氧化性较强，应在出钢前加入。

9）还原后期，适当降低供电电流，防止钢液过热，出钢温度在 1 450 ~ 1 480℃。

10）成分合格，温度适当，每吨钢液插入铝块 0.8 ~ 1.2 kg 进行终脱氧。

11）出钢后，钢液在钢包内镇定 5 ~ 15 min 后浇注，浇注温度一般在 1 390 ~ 1 450℃之间。

氧化法可以脱磷，钢中夹杂物少，不需返回合金料，故在生产中使用最多的是氧化法。

（2）返回法

有相同钢种废钢时，可采用返回熔炼法。

1）配料时，同钢种废钢占炉料重量的 60% ~ 80% 为宜，另加入质量分数为 15% ~ 30% 低磷碳素废钢和质量分数为 5% ~ 10% 的低磷锰铁。

2）装炉料时，碳素钢装在高温易熔区，熔化末期还要加强推料以免搭棚，必要时还可少量吹氧助熔。

3）炉料熔化后，用炭粉还原 5 ~ 8 min，扒去 50% ~ 70% 的炉渣，补充渣料另造新渣。

4）从熔化期末期开始，对熔池的钢液加强搅拌，以免高温区的钢液过热，低温区炉料未化清，并适时采用低电压以熔化炉底炉料。还原后期，适当降低电压，减少电流，防止钢液过热。

5）后期的操作同氧化法工艺。

5.2.2　高锰钢的铸造工艺

1）高锰钢的流动性　流动性也是金属液充填铸型的能力。流动性和金属的黏度、表面张力、氧化程度及氧化物的性质有关。金属的化学成分、熔点和金属液的过热温度决定钢应变黏度：金属比热容越大，其黏度越小，金属的过热温度越高，其黏度越低，金属的熔点越高，其黏度越高。

由于高锰钢的导热性差，故钢液凝固慢，流动性良好，适于浇注结构复杂的铸件和薄壁铸件。因为高锰钢的液相线温度较低，约为 1 370℃，所以高锰钢的浇注温度一般为 1 420 ~ 1 470℃。高锰钢有一个相当大的固 - 液线之间的温度间隔。由于高锰钢的化学成分变化很大，其固液相线的温度在一个很大的范围内变化。高锰钢的固 - 液温度主要受含碳、锰和硅量的影响。

流动性的另一个影响因素是钢液的表面张力。表面张力影响钢液对铸型型腔中细、薄处的充填。表面张力的作用既和钢液的温度有关，也和钢液与铸型界面上的润湿作用有关。如果只考虑钢液的性质，则表面张力和钢液的温度及化学成分有关。金属的熔点越高，表面张力越大。

黏度、表面张力和液相线温度均是影响钢液流动性的因素。这些影响因素和钢的化学成分直接相关。钢的化学成分通过各种影响因素对流动性而起作用，从而使流动性发生变化。例如，高锰钢中碳、锰含量增加时，熔点降低，其黏度值则有所下降。当碳、锰含量增加时，钢的液相线温度降低，在浇注温度不变的情况下，钢液流动时间长，因此可以达到提高填充程度。但是，高锰钢的力学性能和耐磨性能主要由化学成分所决定，通常不能因为流动性的要求而改变化学成分。

2）高锰钢的收缩　高锰钢的线收缩较大，其线收缩约为 2.2% ~ 3.0%。钢的化学成分是线收缩的主要影响因素。

碳在奥氏体中固溶，当含碳增加时，奥氏体的晶格常数增大，收缩相应减少。含碳增加会导致碳化物的大量析出，因为碳化物的比热容比奥氏体的比热容大，线收缩也降低。另一方面，含碳量增加，液相线温度和相应开始线收缩的温度也降低，线收缩的温度变化范围变小，线收缩率也减少。含锰量增加引起线收缩率增加。含硅量增加使线收缩量降低，其原因是硅固溶于奥氏体中改变晶格常数，硅在钢中可以形成少量化合物，这些化合物改变了收缩系数，以及含硅量较高时使钢中析出较多的碳化物，也会降低线收缩率。含磷量增加，线收缩增加。高锰钢的含碳量较高，奥氏体中磷的溶解是受到含碳量的影响。当含碳量较高时，磷常以磷共晶的形式存在，磷共晶有较大的收缩值，从而使钢的收缩值增大。高锰钢中的硫大部分结合形成硫化物，所以硫对高锰钢的线收缩率不起作用。

3）高锰钢的裂纹倾向　高锰钢铸件很容易出现热裂纹，也容易出现冷裂纹。热裂纹是在高温凝固阶段，当金属中形成了枝晶骨架已具有收缩能力时，金属收缩受到阻碍，在金属中最薄弱的部位产生裂纹。由于热裂纹形成的过程特点决定了其特征，热裂纹通常是不规则的裂纹，以断断续续的形式出现，裂纹的表面呈氧化的颜色。冷裂纹是在较低温度下形成的，冷裂纹产生时金属已冷到弹性变形的温度范围。冷裂纹是由于金属中应力作用而产生的。这种应力可能是由于铸件收缩受阻造成的或是由于铸件厚薄不均、冷却不均而产生的热应力或是相变应力。通常是在一种或几种应力的综合作用下，应力超过材料的强度极限时而产生冷裂。冷裂通常产生在有拉应力的部位。高锰钢中的碳、锰、硅含量均较高，材料的导热性低，铸态组织中大量的网状碳化物等因素，都使高锰钢铸件容易出现热裂和冷裂。高锰钢的含碳量

增加，使凝固温度间隔扩大，容易产生粗大的枝晶的凝固组织，因为枝晶粗大液膜较厚，容易在拉伸作用下开裂。磷也促使热裂的形成，因为含磷量较高时以磷共晶的形式析出，减弱晶间的强度。尽管锰增加钢的线收缩，但锰与钢的热裂倾向关系不大。然而当钢中含碳量较高时，若有足够的锰，可减少铸态组织中的碳化物数量，所以锰可以改善钢在铸态下的塑性、韧性，从而减少冷裂的可能性。当硅质量分数超过0.65%时，铸件容易产生裂纹，其原因与硅促使磷化物析出的作用有关。硫对热裂纹的影响不大。浇注温度越高，热裂纹倾向增加。浇注后过早开箱，会使铸件冷却过快，增加铸件内温度分布不均匀性，从而热应力增加而引起冷裂纹。

高锰钢的裂纹倾向与钢的化学成分有极大的关系，而起主要作用的是碳和磷。尽管碳含量增加，线收缩率降低，而结晶隔扩大，得到粗大的枝晶的凝固组织，粗大的凝固组织使凝固期液膜分布不均，当液相的数量相同时，枝晶粗大，液膜较厚，在拉应力作用下容易开裂。粗大的枝晶组织中必然伴随较严重的枝晶偏析。故碳含量越高越容易热裂。由于碳含量增加，扩大了凝固间隔，使凝固组织粗大，使奥氏体中析出碳化物粗大和集中，这使铸态时钢的性能变脆，容易产生冷裂。当磷含量较高时，以磷共晶形式在枝晶之间析出，减弱了晶间强度而促使热裂形成。而磷的这种有害作用又与碳含量有关，碳含量越高，磷促使热裂形成的作用越严重。

4）应力　由于高锰钢的导热性差，故铸件中产生的热应力较大。在铸态下，因为钢的强度低，铸件容易开裂。高锰钢铸件的冒口切割很困难，当使用氧－乙炔焰切割冒口时，由于局部突然受到高温的作用，产生很大的应力，所以冒口的根部容易产生裂纹，因此高锰钢铸件应尽量少设计冒口。

5）黏砂　由于高锰钢的钢液中含有较多的氧化锰（MnO），氧化锰属于碱性氧化物。因此当采用硅砂（酸性）作造型材料时，容易产生化学黏砂。为了避免黏砂的产生，应采用碱性或中性的耐火材料作铸型和型芯的表面涂料。对高锰钢小铸件，可采用湿砂型铸造，减少黏砂。

5.3　高锰钢的热处理

5.3.1　高锰钢相图

根据Fe-Mn二元系相图，在常温时，含锰量很高（w（Mn）>30%）时，才可能获得单相奥氏体组织。但Fe-Mn二元合金的奥氏体稳定性低，没有实用价值。然而，在二元合金中加入碳，可以明显扩大γ相区，构成Fe-Mn-C三元合金。在三元合金中（Fe-Mn-C），当w（C）=1.0%～1.3%、w（Mn）=9.0%～15.0%可得到单相奥氏体。铸态高锰钢以γ、α、ε及碳化物几个相的形式存在碳化物的类型为（Fe、Mn）$_3$C。碳在（Fe、Mn）$_3$C中固溶并以离子状态存在，具有正电荷。因为碳原子和铁原子半径的比值约为0.59，符合间隙固溶条件，碳在晶格中处于八面体间隙中。

从Fe-Mn-C三元系相图的截面（w（Mn）=13%）图中（见图2.5-50）可以看出，S、E等临界点均左移。当含碳量为w（C）=1.3%的锰钢凝固时，液态金属中首先有γ相核心形成。随着奥氏体枝晶的长大，γ相和液相成分都在改变。开始形成的γ相中含碳量较低，而与之相邻的液相中其浓度较高。在液相和固相中均产生成分扩散。凝固结束后所得到的是单相奥氏体组织。

碳在奥氏体中的溶解度随温度的下降而下降，当某种化学成分的高锰钢冷却ES线时，开始析出碳化物。碳的质量分数为1.3%的钢大约在960℃开始析出碳化物，含碳量不同，碳化物的析出温度不同，碳化物的析出温度随含碳量的增加而升高。碳化物的析出使组织中出现第二相。当冷却速度较快时，碳化物的析出温度可能降低，碳化物析出的数量也和冷却速度有关，冷却速度越低，碳化物的析出数量就越多。随着冷却温度的降低，奥氏体中不断析出碳化物，奥氏体中碳含量不断下降。当达到A1时发生共析分解。奥氏体的分解产物是α和碳化物（Fe、Mn）$_3$C。Fe-Mn-C三元合金的共析分解过程是在一个较宽的温度范围进行的，即存在一个γ+α+（Fe、Mn）$_3$C的三相区，这个温度范围受到碳、锰含量的影响。当碳含量一定时，此温度间隔将随含锰量的增加而扩大；当含锰量一定时，此温度间隔将随含碳量的增加而减少。

奥氏体的共析转变是否进行完全取决于冷却条件，当冷却速度极慢，接近平衡条件时，含w（C）=1.3%，w（Mn）=13%的高锰钢在共析转变后常温时由α+（Fe、Mn）$_3$C两相所组成。若冷却速度快，偏离平衡态，则会有一部分奥氏体残存下来。冷却速度越快，奥氏体数量越多。这时常温的组织将是由奥氏体、碳化物和共析组织所组成。锰的质量分数为13%，而碳含量很低时，组织中会出现ε相。

5.3.2　高锰钢铸态组织特点

高锰钢的铸态组织为奥氏体+碳化物。从Fe-Mn-C三元合金相图w（Mn）=13%的截面图中可见图2.2-50，w（Mn）=13%、w（C）=1.3%的钢在常温下，组织应由α+M_3C所组成，但在铸造的冷却条件下，相变是在非平衡态下进行，铸件凝固时，在铸型中铸件的冷却速度较慢、在Acm和Ar温度区间，碳化物沿晶界析出，低于Ar温度时，部分奥氏体转变为珠光体，并析出碳化物。因此，高锰钢铸态组织是以奥氏体为基体，晶内和晶界有大量的块体、条状及针状碳化物，晶界上的碳化物呈网状，在奥氏体基体上还有一定数量的珠光体。各个相的相对数量及其分布特征是由化学成分及冷却速度所决定，由于铸件在凝固后的冷却速度远超出平衡条件下的冷却速度，奥氏体不可能完全分解，常温下组织不可能只由α相和碳化物所组成。当钢中含有其他合金元素时，对碳化物的析出、奥氏体的分解都有影响，这时的铸态组织会有明显的变化。

5.3.3　高锰钢热处理原理及方法

高锰钢的组织和性能由其化学成分和热处理所决定。化学成分和热处理是相互关联的。当化成分改变时，热处理规范必须作相应的调整，但热处理规范也对钢的化学成分有一定的要求，其目的是获得理想的金相组织和性能。

固溶处理，即所谓的水韧处理。这种热处理是将钢加热至Acm温度以上保温一段时间，使铸态组织中的碳化物溶解、共析型组织进行奥氏体化，铸态组织全部消除，获得成分均匀的单相奥氏体，然后快速冷却得到过冷的奥氏体固溶体组织。

高锰钢的固溶处理有加热、保温和冷却几个阶段，在各个阶段中组织和性能都发生变化。

（1）加热

由Fe-Mn-C三元合金相图，对铸态高锰钢进行热处理时，必须加热到Acm以上的温度，即必须加热到950℃以上。在实际热处理时为加快碳化物的溶解和化学成分均匀化，通常加热至1 050～1 150℃。

加热温度小于400℃范围内，铸态组织中没有明显的变化。在450℃左右开始有针状碳化物析出。加热温度上升至500℃时，碳化物数量明显增加，大约在550℃时碳化物析出量最多。加热温度至600℃时针状碳化物的长度逐渐变短，但片层变宽变厚。加热至700℃以上时，铸态组织中的碳化物逐渐溶入奥氏体中，开始时在晶内针状碳化物先溶解。800℃时晶内碳化物大部分消失了，只是在晶界上和晶界附近尚有未溶的碳化物。850℃以上，晶界上的碳化物因为逐渐溶解而变细、变窄成为断网状。900℃以上晶界上的残余

碳化物逐渐消失并成为孤立的聚集状态，在950℃以上时碳化物全部溶入奥氏体中。

当温度在550~600℃时，发生共析转变，形成珠光体。开始时，在碳化物周围的奥氏体发生分解，以后逐渐扩大范围。先形成的珠光体呈片状，温度升高时转变为粒状。但奥氏体不可能全部分解。当加热到共析转变以上温度时，珠光体型的组织会发生奥氏体的重结晶。这个过程是一个在相界面上奥氏体核心形成和长大的过程，像在碳素钢和其他钢一样。重结晶过程可使奥氏体晶粒有一定程度的细化。这个细化作用不明显，由于在通常的热处理升温速度的条件下，在铸态组织中的奥氏体不可能全部分解。经过高温、保温阶段之后，高锰钢的晶粒有所长大，甚至比铸态组织还要粗大。

高锰钢热处理时，如果升温的速度足够快，奥氏体可以在升温过程中不析出碳化物，也不发生共析分解。铸件的热处理不允许太高的升温速度，但可以设法减少加热过程中碳化物的析出，可以改善钢的性能，并且加快加热速度也可缩短热处理的时间，降低能源消耗。

由于高锰钢的导热性低，热膨胀系数高，铸态组织中有大量的网状碳化物，钢的性能很脆，所以在加热时很容易因为应力而开裂，特别是铸件中有残余应力存在，残余应力和加热时的临时应力往往会相互叠加，使应力急剧增加，在这些应力综合作用下，会使铸件产生裂纹。

入炉温度取决于铸件的尺寸、重量、结构和钢中含碳量等因素。大件和复杂件的入炉温度小于400℃。壁厚小于50 mm的形状简单件入炉温度可达到600~650℃。小型薄壁件甚至可达到600℃。根据具体情况，加热速度低者可以小于50 ℃/h，大件甚至可以是35~50℃/h。大多数铸件可是80~100℃/h。当温度升高到650~670℃时保温一段时间，使温度均匀，消除部分应力。保温时间视铸件的大小而定，一般在1~3 h。但简单的小型件也可以不保温。当温度升至650~670℃以上时，金属已处于塑性状态，这时可快速升温。由于高锰钢的导热性能是随温度的升高而提高，故温度在700℃以上时可以更快的速度升温，缩短热处理的时间。

(2) 固溶处理的温度和保温时间

1) 固溶处理的温度　高锰钢热处理时的加热温度应根据碳化物的充分溶解、奥氏体适宜的晶粒度、钢的化学成分尽可能均匀、获得最佳的力学性能、避免过热组织的出现等要求来确定。

不含其他合金元素的高锰钢，当加热到1 000℃时碳化物即可全部溶解。渗碳体型的碳化物溶解是碳从碳化物中向奥氏体中扩散，原来渗碳体相的铁原子自扩散并形成面心立方的奥氏体。$(Fe、Mn)_3C$型碳化物中的碳原子和其他原子之间的作用力较弱，扩散过程容易进行，溶解速度较快。为加快溶解过程及成分扩散更加均匀，一般加热到1 050~1 100℃。然而，对于含有铬、钼、钒、钛等碳化物形成元素的高锰钢，在组织中会有特殊碳化物和含有合金元素的渗碳体型碳化物，因溶解较困难，故加热温度要相应提高些。当高锰钢中碳含量较高时，也应适当提高温度。但加热温度的提高应考虑奥氏体晶粒在高温下容易长大的问题。对于加入钒、钛的高锰钢，由于钒、钛的碳化物难溶解，若这些碳化物要溶入奥氏体中，加热温度需要达到1 150~1 200℃。在这个温度范围奥氏体晶粒已明显长大，以致影响合金化效果。因此，一般不需要使这些碳化物全部溶解而使合金化效果受到影响。

2) 保温时间　在保温阶段内希望碳化物全部溶解，成分尽可能均匀。在确定保温时间时，应考虑铸件的壁厚、固溶处理的温度、钢的化学成、铸件结构、铸件凝固的特点等因素。当钢中有使碳化物数量增加和使碳化物难溶的成分时，保温时间要相应延长。保温时间只要能使碳化物充分溶解、化学成分基本均匀就可以了。保温时间应随铸件壁厚而增加。钢中有使碳化物数量增加和使碳化物难溶解的成分时，保温时间也应相应延长。碳化物溶解的难易程度与其在钢中的分布及形貌有关，针状碳化物容易溶解，在枝晶之间成分偏析区域的块状碳化物就难溶解。浇注温度高，凝固速度慢，析出数量较多的块状碳化物和晶界网状碳化物，厚大件、浇注温度高，钢中锰、碳成分的枝晶偏析严重，磷和钒等元素的偏析等都造成碳化物溶解缓慢。

铸态组织中碳化物完全溶解，可通过提高温度，也可以通过延长保温时间这两种途径来实现。但从效果来看，提高温度要比延长保温时间要好，因为含有合金元素的渗碳体型碳化物和合金元素的特殊碳化物在较低温度下即使长时间保温也难以完全溶解或根本不溶解。提高温度时，溶解高锰钢中的一般渗碳体型碳化物效果也比较好。

(3) 冷却

高锰钢铸件经加热、保温以后，必须以尽快的冷却速度进行冷却，以使高温时获得的单相奥氏体组织在常温下仍能得到保持。冷却通常用水淬的方法。高锰钢在凝固以后和950~960℃以上温度范围内，可以任意速度冷却而不影响其组织。在960℃以下有共析的碳化物析出。但当冷却速度很快，使冷却曲线不与共析转变C曲线相交，也不和碳化物析出曲线相交，这样就可获得单相奥氏体组织。

如果高锰钢铸件水淬前温度过低，则会在组织中析出碳化物。析出碳化物首先在晶界上出现，并在水淬时保留下来，但可以经过重新热处理予以消除。析出碳化物使钢的性能变脆，特别是当碳化物的数量较多时，在激冷的收缩应力作用下会使铸件在晶界处出现淬火裂纹。水淬时冷却速度不足也会在冷却过程中析出碳化物。

所以，高锰钢铸件在出炉后应尽快水淬，并且冷却速度要足够大，以保证获得单相奥氏体组织。此外，水淬时若冷却速度不足，则在奥氏体中会析出碳化物。通常，为确保获得单相奥氏体组织，水淬时冷却速度应达到30℃/s。而保证足够的冷却速度主要是要有足够的冷却水。

(4) 高锰钢热处理时的脱碳

高锰钢热处理时，由于高温下保温时间过长或炉内氧化性气氛强，铸件会发生脱碳。脱碳会引起铸件的力学性能恶化。所以，在保证热处理后的组织前提条件下，尽量减少保温时的氧化脱碳，减少热处理炉内的氧化性气氛或者设法维持中性的炉内气氛，以减少热处理时脱碳现象的发生。

5.4 高锰钢的发展

5.4.1 高锰钢的孕育及变质处理

高锰钢的凝固组织粗大，而且铸态凝固组织直接影响到水韧处理后的最终组织。晶粒粗大的凝固组织会造成组织和性能等方面的缺陷，如容易产生显微疏松、粗大的柱状晶和严重的枝晶偏析。粗大的凝固组织会造成铸件组织不致密，并使钢的力学性能及耐磨性降低和容易产生热裂。

为细化铸态凝固组织可以采用孕育和变质处理。

往钢中加入钛、锆、铌和钒等合金元素，能形成这些元素的氮化物和碳化物，这些氮化物和碳化物在高锰钢的凝固过程中成为外生核的物质，促进形核。在加入合金元素的同时，往钢中吹入一些氮气或加入含氮的合金，如氮化锰等，可增加在钢液中形成这些元素的氮化物，促进形核，用稀土元素变质处理能有效地减弱树状晶的生长，缩小柱状晶区的比例，从而提高钢的韧性。此外，在铸件浇注时随金属流入一定数量的固态金属粉末（钨粉或锰铁碎屑），这些金属质点可以在液体金属中起结晶形核作用，细化结晶组织、减少偏析、提高金属致密度和减少热裂缺陷，从而提高铸钢件的强度、塑性和韧性。

5.4.2　时效强化高锰钢

为了进一步提高高锰钢的硬度，可以采用往钢中加入固溶度随温度下降而下降的元素，如钒、钛和钼，这些元素都属于碳化物形成元素而起析出强化的作用。在铸件的热处理过程中，以碳化物形式析出，从而达到强化析出的目的。具体操作是将钢在1 080℃固溶后，进行水淬，并在350℃温度进行8~12 h的人工时效，可在奥氏体中析出高度弥散的，富钼、钒、钛的微细颗粒碳化物，显著提高高锰钢的硬度和耐磨性。适当地增加钢的含碳量和降低含锰量，使奥氏体基体有较高的强度和硬度，这样可使析出相能充分地产生时效强化的效果。

5.4.3　合金化高锰钢

高锰钢的结晶组织粗大，而粗大的组织往往会导致组织和性能方面的缺陷。即容易产生显微疏松、粗大的柱状晶、严重的枝晶偏析，这些都影响到钢的力学性能及耐磨性能，并且容易产生铸造缺陷——热裂。高锰钢具有良好的耐磨性，是由于加工硬化，在非强烈冲击的磨料磨损工况条件，高锰钢铸件表面没有达到较大程度的形变和加工硬化，也就是在使用过程中硬化速度慢，硬化层薄，故高锰钢的耐磨性不高。

高锰钢的合金化及变质改性处理是目前改善这一传统材料力学性能耐磨性的主要手段，为了改善高锰钢的力学性能及耐磨性，常在高锰钢中添加镍、钼、铬、钛、钒、稀土等合金元素进行变质处理，从而在其奥氏体基体上获得弥散分布的碳化物颗粒以提高材料耐磨性。镍、铜是扩大γ相区的元素，其作用与锰类似，可以明显增加奥氏体的稳定性和改善工艺性能。当镍的质量分数超过3%时，在铸态下可得到单相奥氏体组织，另外其还能细化晶粒，提高力学性能，改善工艺性能，但不能提高耐磨性，故控制镍的质量分数在0.4%~0.7%。而且，铬、钼、钒、钛、钨、铌等合金元素可使钢中的含碳量适当提高，经热处理后仍能获得单相奥氏体组织，提高钢的耐磨性能。高锰钢中添加钼元素后，可使奥氏体中析出弥散分布的碳化物，减少铸态奥氏体晶界上的网状碳化物，它主要分布在枝晶之间的偏析区，这对提高铸态下的强度和塑性性能是有利的。钼还可以使钢中针状碳化物析出时间推迟，当钼的质量分数达1%时，可基本上消除铸态组织中的碳化物，提高钢的耐磨性能。这对铸态下使用的高锰钢很重要，特别是在含铬的高锰钢中，铬可促使铸态组织中析出大量碳化物，而钼的作用相反，因此常在含铬的高锰钢中同时加入钼，以减少大截面件组织中碳化物的数量，减少铸态组织的脆性。一般钢中加钼的质量分数小于2%。铬是提高高锰钢耐磨性的有效元素，含铬高锰钢的冲击韧度虽然在低温时降低较快，但加铬后钢的脆性转变温度与未加者比较无大的变化。加铬的高锰钢如用于强冲击的磨料磨损工作条件，材料的耐磨性明显提高。由于钛有细化晶粒、消除柱状晶、降低晶界碳化物析出的作用，因此，适当加入钛，可以提高钢的力学性能和耐磨度，但随钛含量的提高，韧度下降。钒是使高锰钢屈服强度显著提高的合金元素，并能提高其硬度，但会降低冲击韧度。由于钒有明显细化结晶组织的效果，可以消除冲击韧度下降的不利影响，所以当钢中加入少量钒时，其塑性、韧性反而会有所提高。

采用表面合金化的方法，从而改变金属表层的化学成分、组织和性能。表面合金化是在造型过程中，在铸造表面用含有合金元素的涂料涂刷铸型，钢液浇入后在热作用下合金粉末熔化，并扩散到铸件表层的一定深度，凝固后形成和铸件本体成分、组织和性能不同的表层。这种表层对非强烈冲击的磨料磨损有较高的抵抗能力。用粒径为0.2~1 mm铬铁粉或铬铁粉和锰铁粉配合、或铬铁粉和硼铁粉配合，以水玻璃作为黏结剂制成膏状造型时涂铸型表面，铸型烘干后浇注，从而达到铸件表面合金化的目的。另一种表面合金化的方法是把涂料合金化和悬浮浇注法结合起来。造型时，在模样表面撒锰铁粉，在模样取出后，型腔表面是锰铁粉形成，钢液浇入型腔之后部分锰铁粉被钢液冲刷混入铸件表层中，这种合金化方法既可以起细微的内冷铁作用，又可以调节铸件表层的化学成分。近年来发展了一种新的表面合金化的方法，这种方法是用耐磨材料（高铬铸铁制成金属片），造型时插在铸型型腔表面，为使铸铁片和钢液之间熔合，铸铁片表面需经抛丸清理，并用硼砂熔剂喷涂，钢液浇入后在热作用下铸铁片和高锰钢本体熔接。此外，为提高高锰钢的屈服强度，还可通过加入占钢液质量2%的铬或1%的钼，加入这些合金元素还能提高高锰钢的强度和耐磨性。

5.4.4　超高锰钢

高锰钢自问世以来，作为一种优良的耐磨材料得到了广泛的应用。随着现代工业的发展，在冶金、矿山等行业不断采用大型设备，如采矿、破碎、挖掘设备，其耐磨件重达几十吨，有效厚度均在100 mm以上，对于大断面工件，水韧处理后内部常常出现碳化物而使韧性降低，低温条件下使用的铸件也经常出现脆断现象。针对这种情况，人们又提出了超高锰钢的研究方向，并取得了一定的成绩。超高锰钢的研究开发对于提高强冲击工况条件下大断面铸件的使用寿命具有十分重要的意义。

超高锰钢是在Mn13钢的基础上进一步提高碳、锰的含量，同时又加入了一些合金元素如铬、钼、钛等。碳含量增加可以提高合金的耐磨性，锰含量增加可以进一步提高合金的固溶度，钼可以缓解碳的扩散速度，因此，加入一定量的钼，可以在提高钢中的碳含量时不至于造成过多的碳化物析出，铬可以降低高锰奥氏体的层错能，在形变过程中有利于层错的形成，并可诱发孪晶的出现，从而提高钢的加工硬化能力，钛主要起到强化脱氧和细化晶粒的作用，从而提高钢的力学性能。超高锰钢较普通高锰钢加工硬化能力有所提高，主要是由于位错密度的提高和大量形变孪晶的出现，孪晶间距小，孪晶带薄，并有一定数量的交叉孪晶。孪晶界的形成对位错的封锁使位错运动的阻力明显增加，从而使钢得到更高程度的强化。超高锰钢是奥氏体高锰钢的新发展，适用于较强冲击的工况条件。

6　低温用铸钢

很多常温下用的钢种虽然也能用来制造低温下工作的零件，但随着工业技术和制冷装置的发展，以及极地活动的增多，低温钢的使用在日益增加，为满足这一发展的需要，人们专门研制了许多专用的低温钢和合金，它们在低温下具有比其他工程材料更好的综合性能。从学科角度，可将低温钢分为铁素体低温钢和奥氏体低温钢，或分为一般低温用钢和超低温用钢。低温用钢分4个温度级别：-20~-40℃、-50~-80℃、-100~-110℃、-196~-269℃，主要用于液化石油气及液化天然气等的贮存运输容器，以及海洋石油工程结构等。

6.1　材料在低温下的失效

6.1.1　温度对工程材料的力学性能的影响

本节讨论低温对材料的机械强度、塑性和韧性的影响。材料的机械强度主要指标有拉伸（压缩）强度极限、屈服强度极限、疲劳强度极限以及弹性模量（杨氏模量）和硬度等。材料的塑性（延性）和韧性指标主要有伸长率、断面收缩率、冲击韧度和断裂韧度等。

（1）温度对材料机械强度的影响

1）抗拉强度和屈服强度　一般说来，固体材料在低温

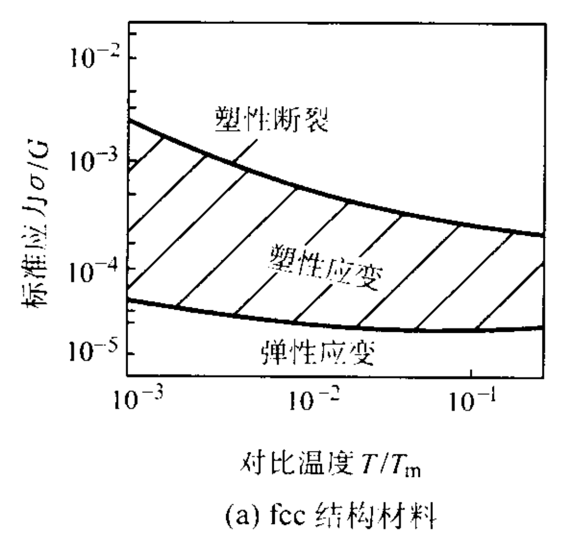
下的机械强度比常温下大。在 4 K 时，金属的强度是室温下的 2～5 倍。在 20 K 时，面心立方和密排六方金属的屈服强度是室温下的 1～3 倍，体心立方金属在低温下的屈服强度增加得更多，以至超过其断裂强度，所以这些材料在低温下达到其屈服点之前就可能断裂了。

许多工程材料是合金，其中合金元素的原子小于基体材料的原子，则较小的原子会迁移到接近位错的区域，结果，位错周围存在的较小原子，趋向将位错“锁住”或“钉扎”在一个位置或使位错的运动十分困难。当外加应力大到足以使合金中许多位错离开它们原来的位置时，该合金产生了屈服过程，材料中由于通过位错的总移动，而产生了变形或屈服。

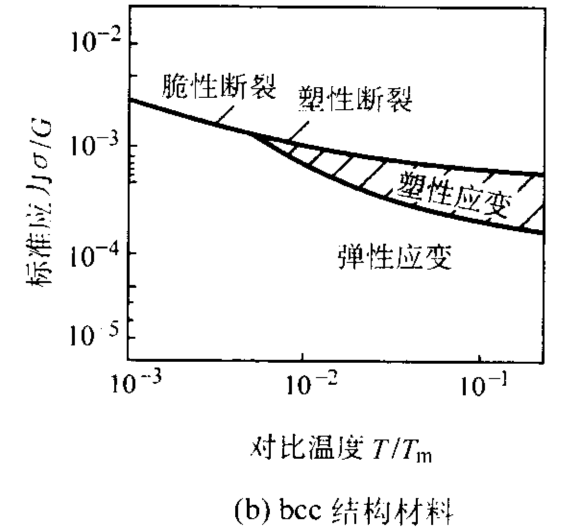
当温度降低时，材料中原子的振动大为减小，由于原子热运动的减小，将位错从其原始位置推移离平衡点阵位置，需要更大的应力。由此推理，合金的屈服强度将随着温度的下降而增大，这对大多数工程材料是正确的。

金属力学性能与温度的关系可由图 2.2-57 来说明，图中的坐标取用了标准参数，即温度坐标为 T/T_m，其中 T_m 为熔点温度，应力坐标为 σ/G，其中 G 为剪切模量。图 2.2-57a 表示面心立方晶格结构（fcc）的金属，由图可见，当标准温度降低二个数量级时，屈服强度增加很小，这是面心立方结构金属的特点。而极限强度在冷却过程中的增加比屈服强度大得多。必须指出，在面心立方结构的金属中，只发生塑性断裂而没有脆性现象。

图 2.2-57b 给出了经典的体心立方晶格（bcc）结构的性能，由图可见，这些材料的屈服强度受温度的影响很大，而强度极限的温度关系却没有这么显著。图中还示出了没有任何塑性变形而断裂的区域，这就是低温下的脆性断裂区。如果铸件中存在裂纹或其他的应力集中，或应力的快速增大，都会使脆性区向较高温度方向移动。



(a) fcc 结构材料



(b) bcc 结构材料

图 2.2-57　金属的形变性能

图 2.2-58 示出了典型的面心立方金属的应力－应变曲线。当温度降低时，屈服强度略有增大，极限强度则有较大的增加。同时，其韧性总是很高，因而 fcc 金属适用于低温。它们的主要缺点是其屈服强度不够高。

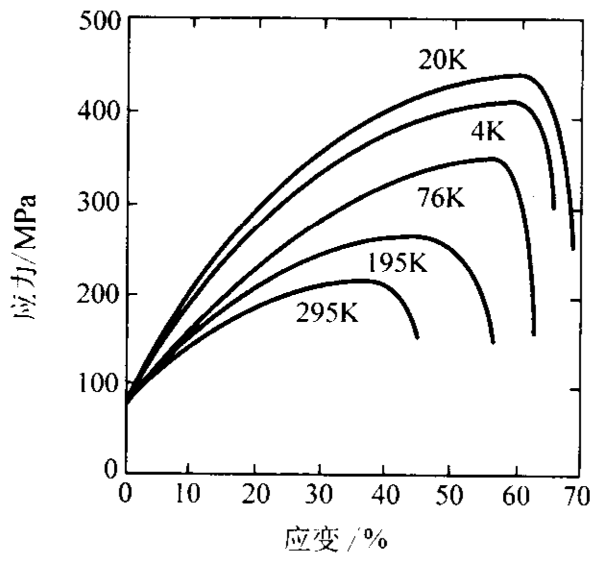
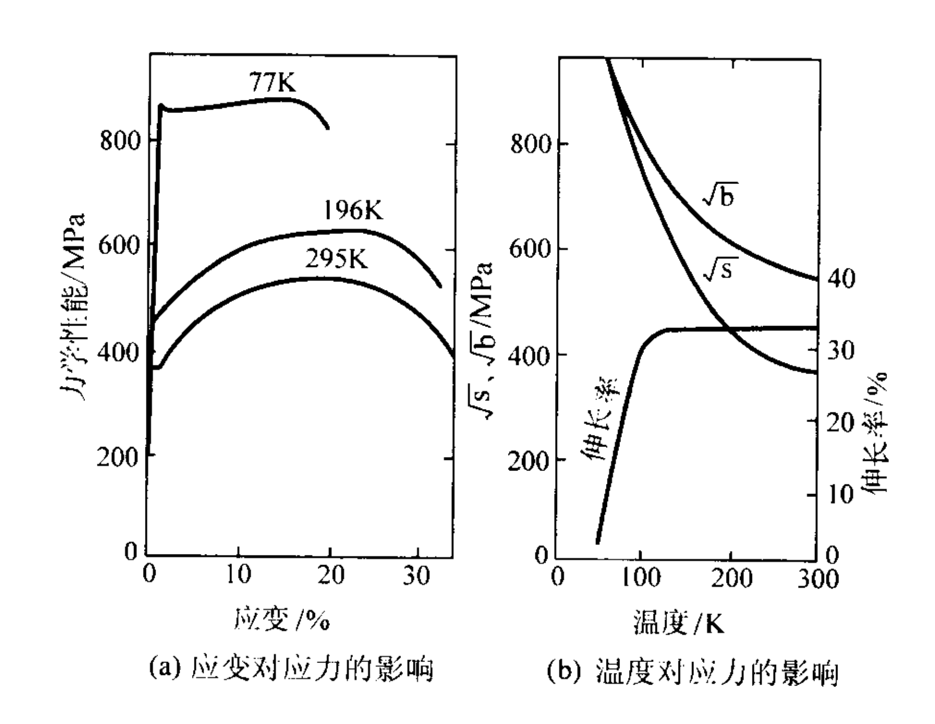


图 2.2-58　面心立方金属拉伸曲线

体心立方晶格结构的合金性能则显著不同，图 2.2-59a 示出低碳钢的力学性能。随着温度的降低，其屈服强度 σ_s 和抗拉强度 σ_b 均快速升高，屈服强度上升得更快，说明材料加工硬化能力降低。由图 2.2-59b 可见，其伸长率在较高温度下几乎与温度无关，只是随温度的降低缓慢下降，但当温度超过某一低温时便突然下降。在此温度下，对应的屈服强度几乎等于抗拉强度，材料发生了韧性－脆性转变。由于冷脆温度往往高于低温工作温度，因而 bcc 金属和合金不能用于低温。只有二个例外：其一是质量分数为 9% 镍钢在温度下降到 100 K 的工业装置中广泛地被应用（实际上经热处理后它已不再是 100% 的铁素体了）。其二是黄铜，可用于在很低温度下工作的小型实验设备中。黄铜通常具有双重的 $\alpha-\beta$（fcc—bcc）结构或完全的 fcc 结构，因而都适合于低温应用。



(a) 应变对应力的影响　　(b) 温度对应力的影响

图 2.2-59　正火态 w（C）＝0.2%C 普通钢的力学性能

2）弹性模量和泊松比　弹性模量通常有三种：①杨氏模量 E，在恒温下材料在弹性区的拉伸应力随应变的变化率。②剪切模量 G，在恒温下，材料在弹性范围内的剪切应力同剪切应变的变化率。③体积模数 B，恒温下材料的压力（对应于均匀的三维应力）随体积应变（单位体积的体积变

化）的变化速率。如果材料是各向同性的（工程用的许多多晶材料可认为是各向同性的），这三个模量可通过泊松比 μ 相关联。

$$B=\frac{E}{3(1-2\mu)} \tag{2.2-1}$$

$$G=\frac{E}{2(1+\mu)} \tag{2.2-2}$$

图2.2-60示出若干金属及合金的弹性模量随温度的变化。当温度降低时，几乎所有金属材料的弹性模量都会增大，惟有质量分数为36%的镍钢（INVAR钢）例外。金属的弹性模量随温度的变化较之在相同温度下强度的变化并不很大，从室温降到20 K，大多金属的弹性模量增大约10%。低于20 K时，其值几乎不变。理论研究指出，当温度降低时，弹性模量呈单调增加，在较高温区成线性变化，在绝对零度时，其变化率等于零。上述关系通常能满足下列半经验公式

$$E_T=E_0-S/[\exp(t/T)-1] \tag{2.2-3}$$

式中，E_0 为绝对零度时的弹性常数；S 为常数；t 为爱因斯坦特性温度。

低温下弹性模量的增加，对设计工作有利，因为在室温下正常工作的设备，在低温下有了安全裕量。

研究发现，有些合金在低温下的弹性模量与式（2.2-3）有几个百分点的偏离，如图2.2-61所示。这种异常现象仅在伴随有磁影响的镍合金和铁合金中发生。

表2.2-37给出了若干钢种的弹性模量和温度的关系。

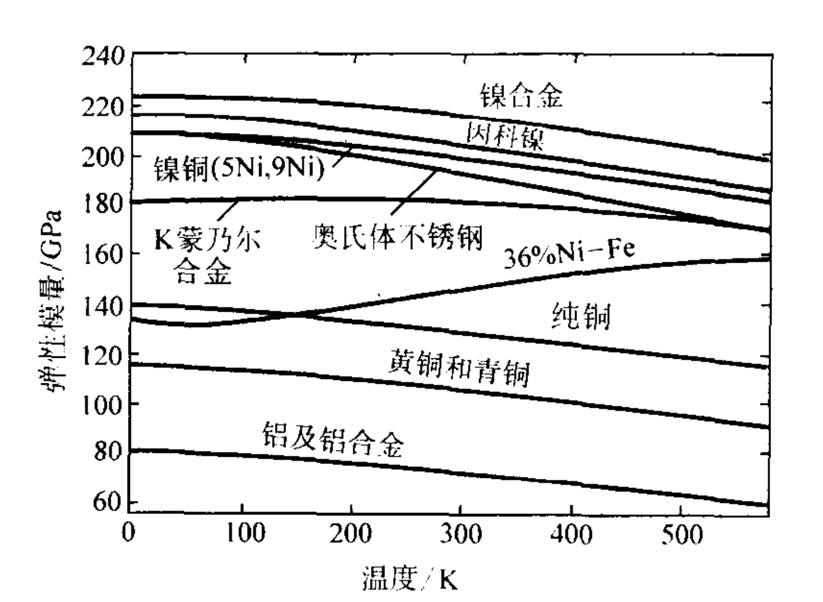


图2.2-60 弹性模量随温度的变化

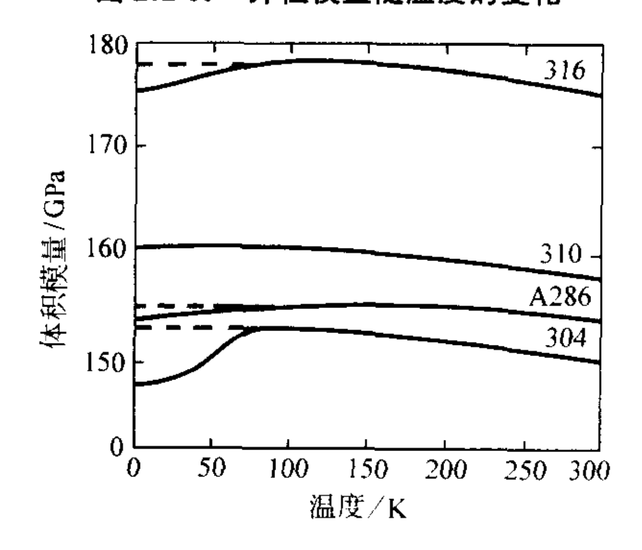


图2.2-61 四种不锈钢的体积模量的低温异常

表2.2-37 钢的弹性模量 E GPa

材料	温度/℃									
	-200	-130	-70	20	95	150	200	260	315	370
w（C）≤0.30%碳钢，w（Ni）=3.5%镍钢	210.8	202.9	200.1	192.2	190.2	188.3	186.3	182.4	177.5	170.6
w（C）>0.30%碳钢	213.8	210.8	209.8	205.9	202.9	200.1	195.1	188.3	183.4	171.6
C-Mo钢，低Cr钢（至 Cr_3Mo）	213.8	210.8	209.8	205.9	202.9	200.1	197.1	193.2	189.2	177.5
中Cr钢（Cr_5Mo-Cr_9Mo）	202.0	196.1	193.2	190.4	186.3	184.4	181.4	179.5	175.5	171.6
奥氏体钢（304、310、316、321、347型）	209.8	205.9	202.0	195.2	191.2	186.3	183.4	180.4	175.5	170.6
纯Cr钢（Cr12、Cr17、Cr27）	211.8	208.9	204.9	201.0	198.1	195.1	191.2	186.3	179.5	170.6

3）疲劳强度 疲劳强度在低温应用中是很重要的指标，特别是那些经受流体压力交变流动的换热器和蓄冷器，以及高能核物理用的泡室。虽然通常疲劳是由于装置本身产生的应力集中所致，但显然采用合适的材料可以阻止疲劳裂纹的发生和发展。

传统的疲劳性质的研究是通过在交变负荷作用下的试样（例如圆柱状的）直至破坏前的应力循环次数。通常多采用对称的叠加稳定负荷，因为非对称负荷的低温试验几乎无人作过。通过许多不同的应力下疲劳寿命的测量，绘出交替应力 σ 与破坏前循环数 N 的关系曲线。已有的数据表明，疲劳强度随着温度的下降而增大，这种现象与屈服强度和极限强度相一致。但也有例外的，如图2.2-62不锈钢的数据所示。

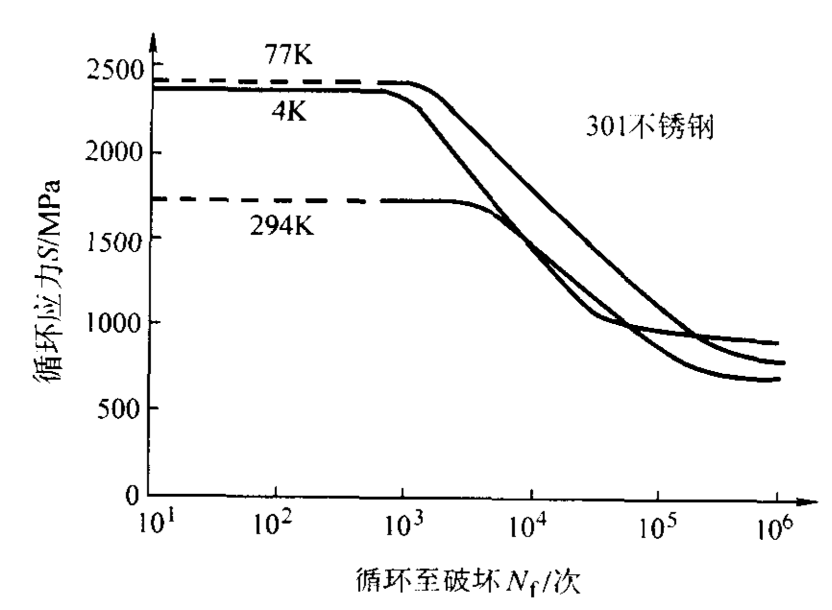


图2.2-62 在恒定应力振幅下的疲劳寿命和温度的关系

另外一种试验方法是在恒定的应变振幅下试验。总应变等于弹性应变与塑性应变之和

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p \qquad (2.2\text{-}4)$$

式中
$$\Delta\varepsilon_e = 3.5(\sigma_f/E)N_f^{-0.12}$$
$$\Delta\varepsilon_p = D^{0.6}N_f^{-0.6}$$

式中，σ_f 为极限抗拉强度；N_f 为疲劳寿命；E 为弹性模量；D 为真实应变的延性。图2.2-63给出了某些典型的曲线。

由图2.2-63可见，在高应变范围内，塑性应变占据优势，这时疲劳寿命随着温度的降低而降低，这是塑性随着温度下降而降低的直接结果。在低应变区，弹性应变占据优势，疲劳寿命取决于极限拉伸应力，故其值随着温度的下降而升高。

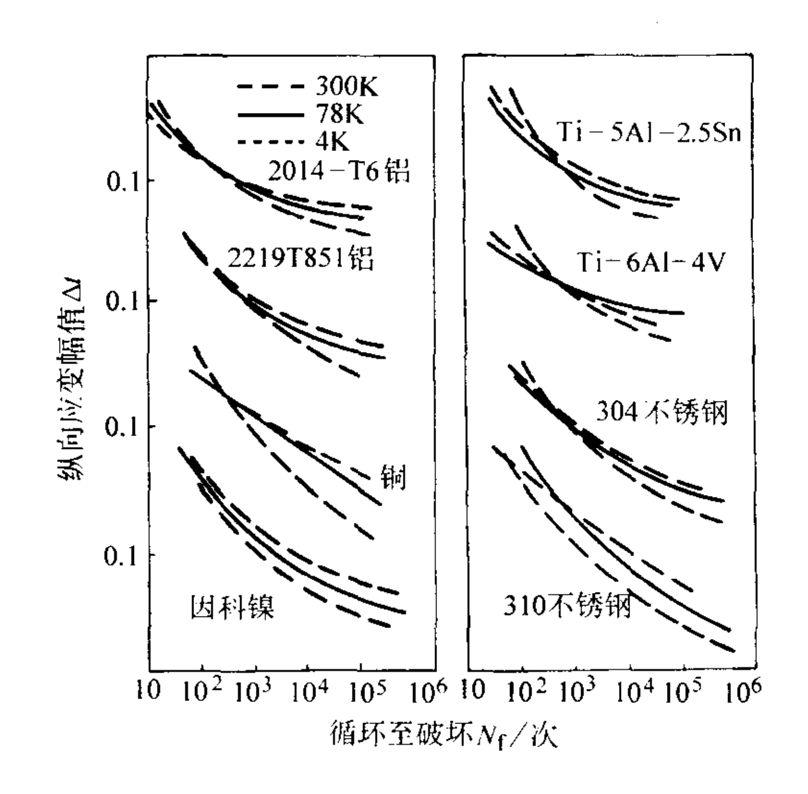


图2.2-63 恒定应变下疲劳寿命随应变和温度的变化

图2.2-64所示为低温下一些材料的疲劳强度的典型数据。

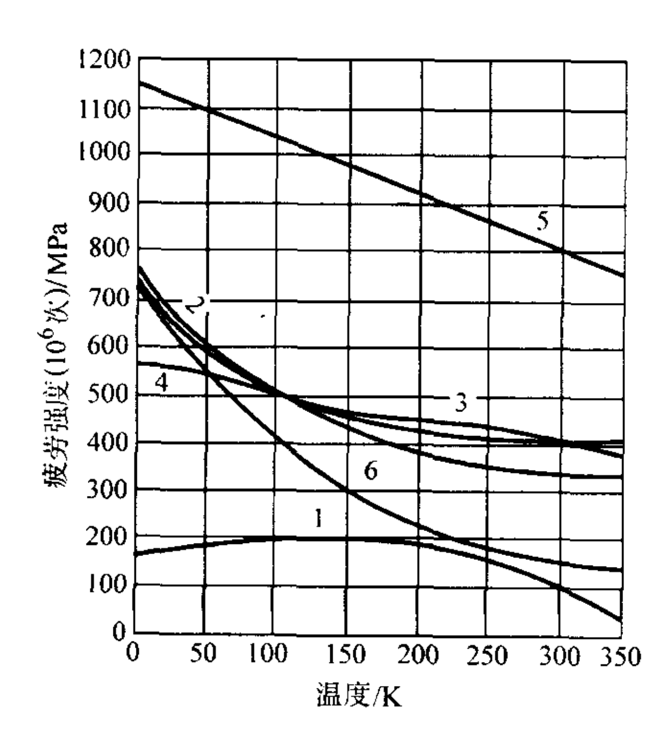


图2.2-64 几种材料10^6次疲劳强度

1—2024-T4铝；2—铜铍合金；3—K蒙乃尔合金；4—钛；5—304不锈钢；6—1020碳钢

用断裂力学法测出循环中最大和最小应力强度差下裂纹的发展速率，也可估算出疲劳强度。理论分析和实验数据指出，裂纹发展速率与温度的关系不是很大。但由于某些其他性质的影响，可能是由于对诸如残余应力和组分等变量的敏感性，各试样的裂纹发展速率难以互相一致，因此造成实验结果很分散。

4）硬度 材料的硬度是采用标准压头在材料表面制造压痕而测量的，通常的硬度试验包括：①布氏（Brinel）硬度（球压头）。②维氏（Vickers）硬度（金刚锥压头）。③洛氏（Rockwell）硬度（用各种负荷的球压头或金刚锥压头）。一般说来，用任一方法测量的材料硬度都是直接与材料的极限强度成正比的，因此，硬度随温度的下降而增大。

（2）温度对材料塑性和韧性的影响

1）伸长率和断面收缩率 图2.2-65给出几种材料的伸长率与温度的关系，对于那些在低温下不出现塑性-脆性转变的材料来说，当温度降低时，塑性总是略有增加。对于碳钢，因为存在脆变温度，其伸长率将从25%~30%下降到脆变断裂时的2%或3%。显然，碳钢不能用于塑性要求高的任何低温设备。

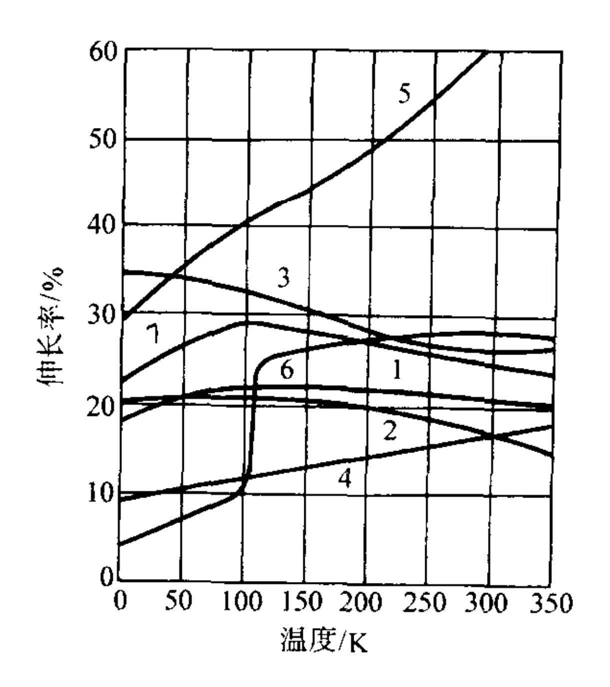


图2.2-65 几种材料的伸长率与温度的关系

1—2024-T4铝；2—铜铍合金；3—K蒙乃尔合金；4—钛；5—304不锈钢；6—1020碳钢；7—w（Ni）=9%镍钢

对面心立方金属而言，随着温度降低，断面收缩率缓慢下降，这类金属屈服后仍是韧性的，它和室温情况相似，即使下降到液氦温度，仍保留韧性，破坏形式是剪切断裂。体心立方金属在室温下可能为剪切破坏（塑性断裂），但随着温度降低，其断裂方式则由剪切断裂转变为脆性断裂，其断面收缩率会急剧下降。

图2.2-66为12CrMo钢的塑性指标 δ 和 ψ 与温度的关系。由图可知，δ 和 ψ 随温度的变化规律均可用来作为评定材料在静拉伸载荷下的韧-脆转变，但断面收缩率 ψ 比伸长率 δ 更敏感。

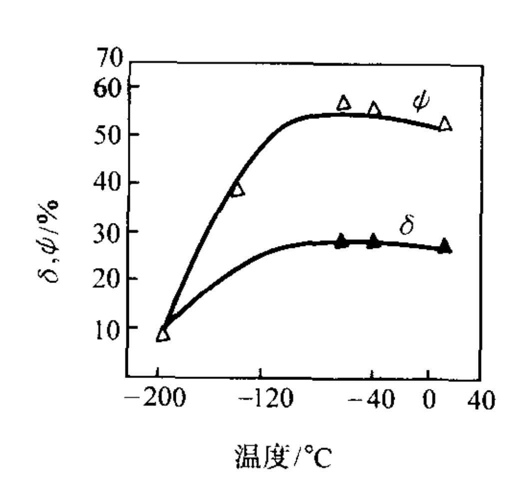


图2.2-66 12CrMo钢的塑性指标 δ 和 ψ 与温度的关系

常用缺口抗拉强度 σ_{bN} 与光滑抗伸强度 σ_b 之比 $q = \sigma_{bN}/\sigma_b$ 来描述材料的静拉伸缺口敏感度。随着温度的降低，q 值迅速下降并小于1，此时材料处于脆性状态。反之，材料为塑性状态。

也可用缺口断面收缩率如 ψ_N（缺口塑性）表示缺口敏

感性，ψ_N 值越大，缺口敏感性越小。若 ψ_N 趋于零，则缺口很敏感。一般来说，当温度下降到某一值时，缺口强度 σ_{bN} 开始下降，而缺口断面收缩率 ψ_N 急剧下降，因此也可把 ψ_N 急剧下降的温度作为缺口拉伸下的韧－脆转变温度。但由于 ψ_N 不易测准，故采用不多。

缺口的存在会促使材料脆化，韧－脆转变温度升高。因此低温下工作的构件，如开有各种缺口（如键槽、圆角过渡等），会增加低温脆断的危险性。在这种情况下，应采用缺口拉伸试验数据。

2）冲击韧度　试验表明，冲击韧度 a_K 值对组织缺陷非常敏感，它能灵敏地反映出材料品质、宏观缺陷和显微组织方面的微小变化。特别是 a_K 值可用来评定材料在不同温度下的脆性转化趋势。通常，钢的系列冲击试验指出，冲击韧度 a_K 值总变化趋势是随温度降低而降低。当温度降至某一数值时，a_K 值急速下降，钢材由韧性断裂转变为脆性断裂，这种转变称为冷脆转变，转变的温度称为冷脆温度，用 T_K（℃）表示。确定 T_K 的方法很多，有能量准则法、断口形貌准则法（FAT）、落锤试验法（DWT）等，用不同的方法测定的冷脆温度也是不同的。因此冷脆温度本身是有前提条件的。例如，采用能量法确定 T_K，一般要做低温下的系列冲击试验，测定冲击功随温度的变化曲线。图 2.2-67 为两种典型的系列冲击试验曲线示意图。曲线 A 中，其冲击功在某一温度下突然下降，这一温度就是材料的 T_K。但实际上很少有这样的材料，大多数是冲击功在某一温度范围内连续下降，如曲线 B 所示，此时的冷脆温度是根据经验规定的。从曲线 B 可以看出，大致可分为三个区：①冲击值变化不大，平行于横坐标的低 a_K 值部分，断口为脆性的结晶状，称为下平台区。②高冲击值区，断口为韧性的纤维状，称为上平台区。②中间部分，断口为混合状，a_K 值变化较大且分散，为韧脆温度转变区。

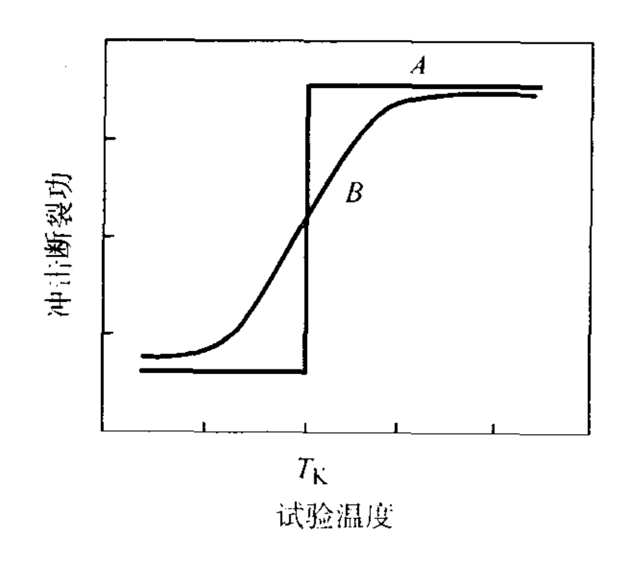


图 2.2-67　两种典型的冲击试验曲线

常用以下两种方法确定 T_K。

• 能量准则法：以 a_K 值降到某一规定数值时的温度作为 T_K。例如当冲击吸收功（CVN）降至 20.3 J 所对应的温度作为材料的冷脆温度。但也有规定 27.1 J、40.7 J 所对应的温度为脆性转变温度的，这要根据试验材料和试验要求而定。还可以按 a_K 为最大值的某一比例时的温度，$a_K = \alpha_{Kmax}$ 或 $a_K = 0.5\alpha_{Kmax}$ 等所对应的温度为 T_K。

• 以断口形貌上无光泽区或纤维区达到某一百分比（例如 50%）时的温度作为 T_K，记作 $FATT_{50}$。

3）断裂韧度　图 2.2-68 示出三种晶格结构合金的典型断裂韧度 K_{IC} 与温度的关系曲线。由图可见，具有面心立方结构的合金，从环境温度到液氦温度都能保持很高的韧性。具有体心立方结构的合金在临界转变温度处，其断裂韧度急剧下降。六方密排合金在所有温度下具有较低的韧性。由此可见，金属的断裂韧度由于冶金条件和晶格结构不同，其值随着温度的降低可能会增大或降低。

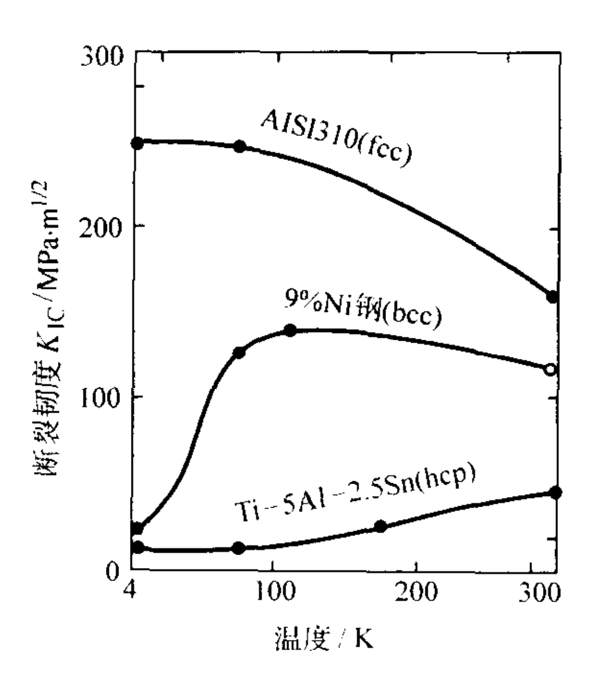


图 2.2-68　不同晶格结构合金的断裂韧度与温度的关系

退火的 fcc 合金具有低的强度和高的断裂韧度，这些材料包括铜合金、铝合金、奥氏体不锈钢和镍基耐热不锈钢。这些合金在 295 K 和 4 K 之间的断裂韧度通常增大，并常常在 77 K 附近呈现较宽的最大值。体心立方结构的合金由于在低温下存在冷脆转变现象，其使用受到温度的限制。图 2.2-69 给出镍合金钢的断裂韧度与温度的关系。由图可见，镍含量的增大有效地降低了冷脆转变温度。当镍的质量分数达 8.5%时，冷脆点降为－196℃。当镍的质量分数等于 13%时，直到－200℃仍未出现冷脆转变。

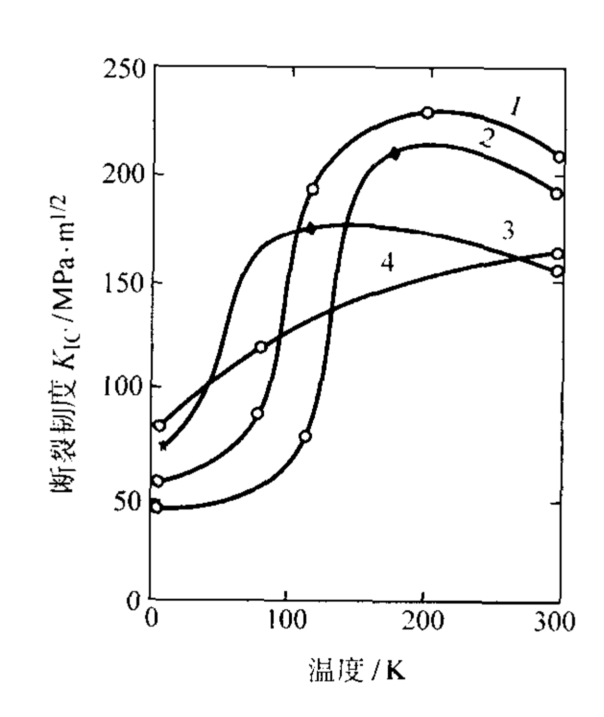


图 2.2-69　镍合金的断裂韧度与温度的关系

1—w =（Ni）5%镍钢；2—w（Ni）=3.5%镍钢；
3—w =（Ni）9%镍钢；4—w（Ni）=18%高镍钢

热处理工艺对钢材的低温断裂韧度有显著影响。图 2.2-70 给出了 20Cr 钢和 45Cr 钢经不同热处理之后的断裂韧度与温度的关系。由图 2.2-70 说明 45Cr 钢在 550℃回火之后的断裂韧度较高，20Cr 钢两种热处理的次之，较差的是 45Cr 经 390℃回火。它们的断裂韧度都随着试验温度的降低而下降。但不同材料，不同热处理状态，韧性随温度的变化各异：45Cr 550℃回火试样，断裂韧度的上平台高，上下平台之间的落差较大，K_{IC} 的转变温度范围较窄。20Cr 钢两种热处理的断裂韧度上平台居中，曲线变化较 45Cr 钢 550℃回火的平缓。普通淬火和临界区淬火的试样，在较高温度范围内断裂韧度相差不大（临界淬火的稍高一点），当温度低于－40℃时，临界区淬火的 K_{IC} 明显高于普通淬火的，表现为 K_{IC} 与

温度关系的曲线变化更平缓。45Cr 钢 390℃回火，K_{IC}对于温度的变化不敏感。

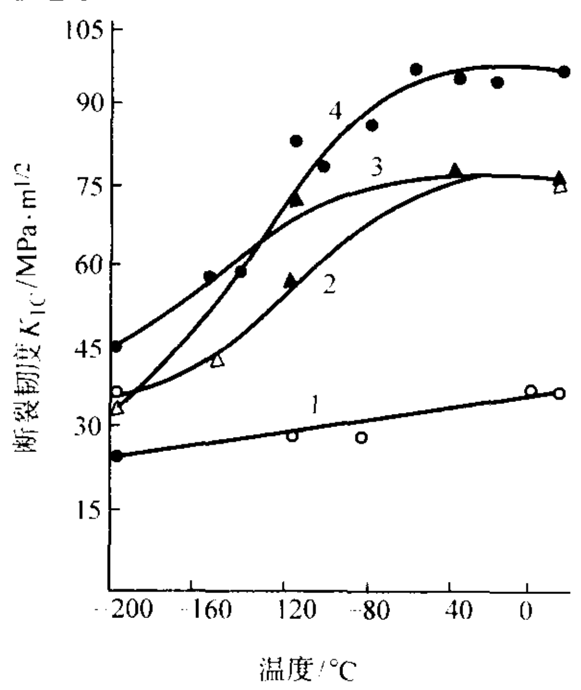


图 2.2-70　铬钢的断裂韧度与试验温度的关系

1—45Cr 淬火 390℃回火；2—20Cr 普通淬火 200℃回火；
3—20Cr 临界区淬火 200℃回火；4—45Cr 淬火 550℃回火

图 2.2-71 表明热处理对提高材料的断裂韧度的显著作用。对于 42CrMo 钢，从钢厂供应的调质毛坯上切取试样，K_{IC}很低。把这种钢经重新调质后，常温与低温下的 K_{IC}值都比原来提高了一倍。

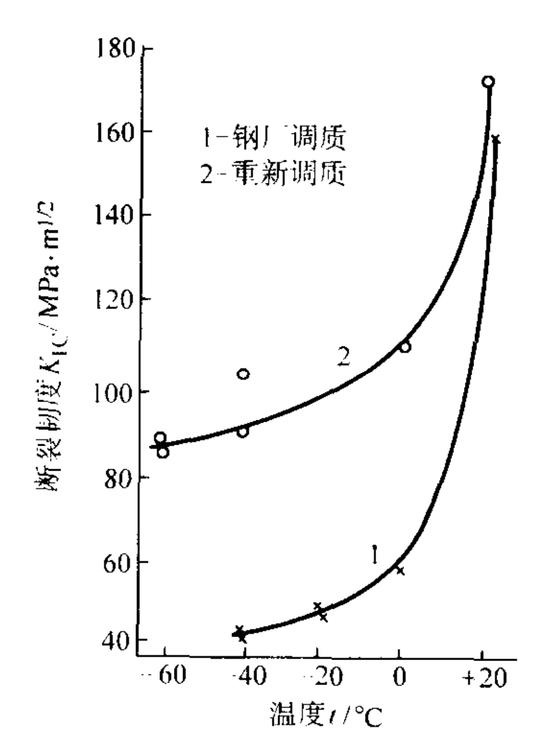


图 2.2-71　42CrMo 钢的断裂韧度与试验温度的关系

6.1.2　低温断裂特征及其影响因素

（1）低温低应力脆断现象及特征

大量低温低应力脆断事故的研究表明，低温脆断具有下列特征。

1）断裂时所承受的工作应力较低，一般低温脆断事故的名义应力只有设计计算应力的 0.1～0.6。或者工作应力只有材料屈服强度极限 σ_s 的 1/4～1/2。因此，称为低温低应力脆断。

2）发生脆性断裂时，裂纹的扩展速度极快，可高达 1 000～3 000 m/s，无法加以制止，而且发生脆断时无任何预兆。

3）对于中低强度材料，脆性断裂往往发生在低温——接近材料的韧－脆转变温度。对于高强或脆断材料，它们的韧－脆转变温度较高，即使不是在低温下，也可能发生低应力脆断。

4）脆性断裂经常是从构件自身存在的各种工艺缺陷，如夹杂、铸、锻、焊缺陷，加工刀痕等处起源的，或者是设计不当造成的应力集中。在服役过程中产生的疲劳裂纹在低温下导致脆断。

5）应力状态越接近三向应力状态，特别是有冲击载荷时，在低温下越容易产生低温低应力脆断。

6）脆性断裂的宏观断口平齐，断口附近的断面收缩率很小，外观上没有明显的宏观变形特征。

上述现象可用图 2.2-72 缺口试样的拉伸性能随温度的变化情况来说明，当试验温度下降时，屈服极限 σ_s 升高而断裂应力 σ_f 却随之下降，当两条曲线在温度 T_c 下相交以后，缺口试样没有发生宏观变形，便产生脆性断裂。这种情况下断裂应力 σ_f 等于或远小于材料的屈服极限 σ_s，也就是说产生低温低应力断裂。

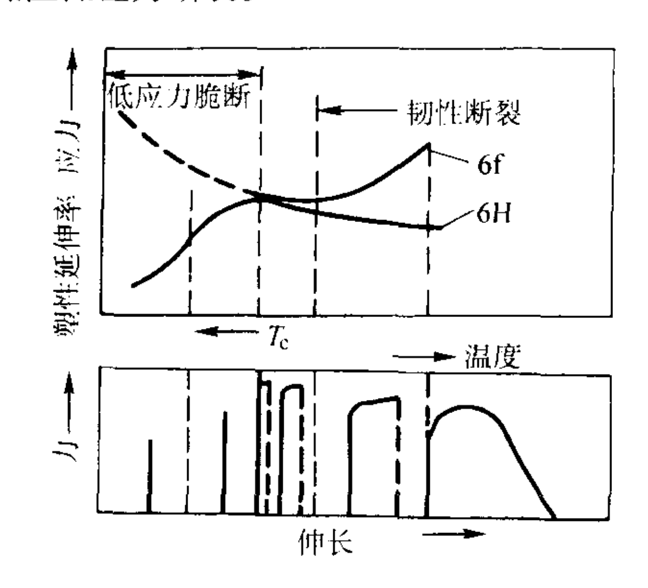


图 2.2-72　缺口拉伸试样的力学性能与温度的关系

钢材在低温下韧－脆断裂转变过程还可用解理断裂应力 σ_f^* 的概念来说明，解理断裂是一种由正应力拉开的穿晶分离，这种分离是沿一定的结晶平面而发生的。从图 2.2-73 可以看出，拉伸条件下材料的屈服极限 σ_s 随温度的下降而升高，但材料的解理断裂应力 σ_f^* 的变化甚微，两根曲线相交于温度 T_c。当温度较低（$T < T_c$）时，应力先达到断裂强度 σ_f^*，材料便发生解理断裂，这时几乎没有宏观塑性变形；当温度较高（$T > T_c$）时，应力先达到屈服应力 σ_s，材料先产生一定量的塑性变形后才发生解理断裂；当 $T > T_d$ 时，完全是以韧窝机制所控制的韧性断裂。这就是说，温度在如图 2.2-73 所示的 T_c～T_d 区间内，材料为混合断裂。

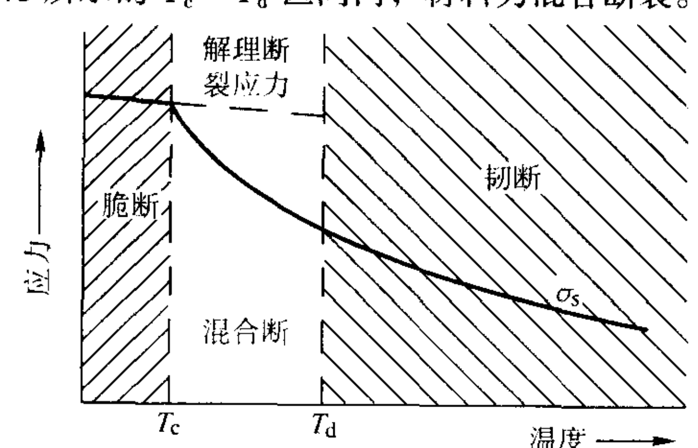


图 2.2-73　温度对钢的断裂特性的影响

由此可见，解理断裂和脆性断裂不是同的，前者是指断裂机理，后者是指断口的宏观形态。脆断断口在宏观上平齐而光亮，断面往往与正应力垂直。断口呈颗粒状，有时呈人字纹。人字纹断口常在强度较低的低碳结构钢中出现，其人字纹的尖端指向断裂源。

（2）低温脆断的影响因素

分析低温脆断的影响因素，有助于进一步认识构件低温脆断的宏观规律，找出预防脆断的技术措施。这些影响因素可分为外因和内因两个方面，现归纳如下。

1）晶格结构　金属的晶格结构对冲击韧度有重大影响。钢铁材料最简单最典型的晶格结构有面心立方点阵、体心立方点阵，具有面心立方结构的材料，在低温下不会失去韧性，一般没有从塑性状态到脆性状态的转变。具有体心立方晶格结构的材料，在低温下具有冷脆性，因为铁素体在低温区域内存在着脆性转变温度（在低温下韧性几乎产生垂直下降），这个温度直接决定材料在低温的使用范围。

2）合金元素及杂质的影响　体心立方金属中加入置换固溶元素（如钢中加入铬、硅等），将不同程度降低 a_K 值；但钢中加入镍和少量的锰却会增加 a_K 值，降低冷脆温度。

晶间夹杂物的偏析，使材料的塑性下降。这可以用位错的运动来解释。在一个理想的晶格中，位错可以在很低的应力下（大约为十万分之一切变模量）运动，但是在实际金属中这种运动经常受到阻碍，其中最重要的是受那些比基体材料的原子更小的杂质原子的阻碍，这些杂质原子迁移到位错附近，使位错运动更困难。

在工程应用上，对某一种钢常用统计回归的数学处理方法，将脆性转变温度与材料的化学成分和组织参量联系起来。例如，w（C）<0.25%热轧碳钢的脆性转变温度 T_c 可由下列经验方程求得

$$T_c(℃) = -19 + 44\mathrm{Si} + 700\sqrt{N_f} - 11.5\,d^{1/2} + 2.2P \tag{2.2-5}$$

式中，N_f 为固溶的自由氮量（体积分数），%；P 为珠光体的体积分数；Si 为硅的质量分数；d 为晶粒尺寸，mm；T_c 为夏氏V形冲击试验确定的断口形貌转变温度 $FATT_{50}$。

对于 C-Mn-Si 钢有如下经验公式

$$FATT_{50}(K) = 108 - 86\mathrm{Mn} + 2\,700N_f + 4.3P - 0.15d^{1/2} \tag{2.2-6}$$

式中，Mn 为锰的质量分数；d 为晶粒尺寸，m。

从上列两式可以看出，降低热轧碳钢脆性转变温度的措施是：细化晶粒，降低 Si 及 N，减少珠光体含量及碳含量，适当提高 Mn 含量。

3.5%NiCrMoV 转子钢的脆性转变温度的增值与其化学成分的关系，可由下列经验公式表示

$$\Delta FATT = 15.6 + 1.19\ (\mathrm{Si}\times100) + 0.63\ (\mathrm{Mn}\times100) + 2.74\ (\mathrm{P}\times100) + 2.94\ (\mathrm{Sn}\times100) \tag{2.2-7}$$

从式中可以看出，为了降低转子钢的脆性转变温度，应限制微量脆化元素 P、Sn 的含量，控制 Si 和 Mn 的含量。

3）晶粒大小的影响　当晶界总表面积增加时，晶界上杂质偏析浓度将会下降，有害影响将会减少，脆性转变温度就可能降低。由于晶粒大小与晶界总表面积成反比，故细化晶粒可提高材料的塑性，并降低冷脆转变温度。图 2.2-74 给出了碳钢（0.22%～0.25%）的晶粒大小对冲击韧性的影响。

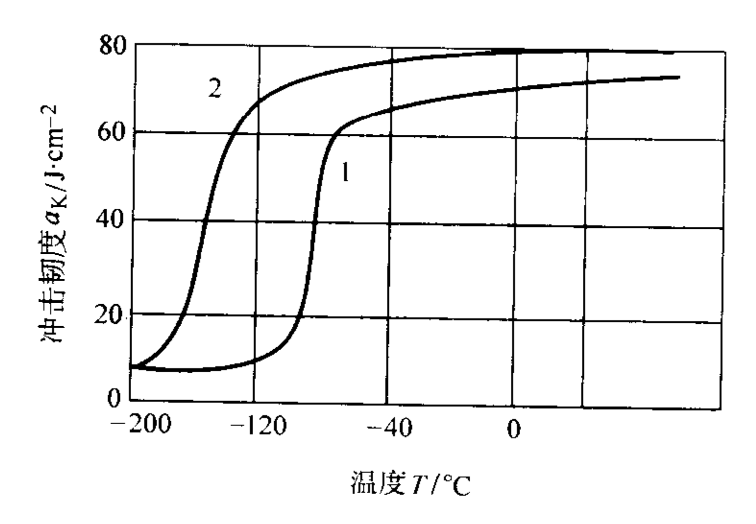


图 2.2-74　碳钢的晶粒大小对冲击韧度的影响

1—粗晶粒（对角线 89 μm）；2—细晶粒（对角线 41 μm）

4）金属的强度等级的影响　金属的强度等级对其冷脆性能有影响。工程上使用的中、低强度钢，具有明显的冷脆性，高强度钢却没有明显的冷脆转变温度。图 2.2-75 示出了屈服强度对V形缺口冲击曲线的影响。

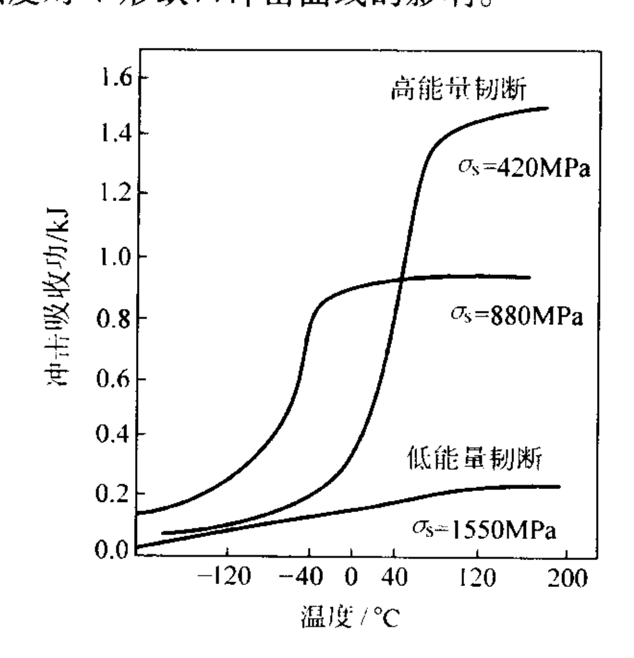


图 2.2-75　金属的强度等级对冲击韧度的影响

金属的固溶强化、析出强化和形变强化均使 σ_s 提高，但对 σ_f^* 没有影响。因此，这些强化方式都会增加材料的冷脆倾向，导致韧-脆转变温度 T_c 向高温方向移动。

5）其他因素的影响　促使材料脆化的外部因素主要是温度。随着温度的降低，材料的脆性增加。此外，应力状态、形变速率和试件尺寸等均对冷脆转变产生明显的影响。

图 2.2-76 示出裂纹和残余应力对断裂应力的影响。对于无裂纹的光滑拉伸试件，在很低的温度下才产生脆性断裂，或者根本不出现脆断。但缺口试样，即带有裂纹的试样，特别是预制环形疲劳裂纹的拉伸试件，便很容易出现脆断。当试件存在裂纹又有残余应力（如焊接件）时，断裂应力 σ_f 很低，易于产生低温脆断。

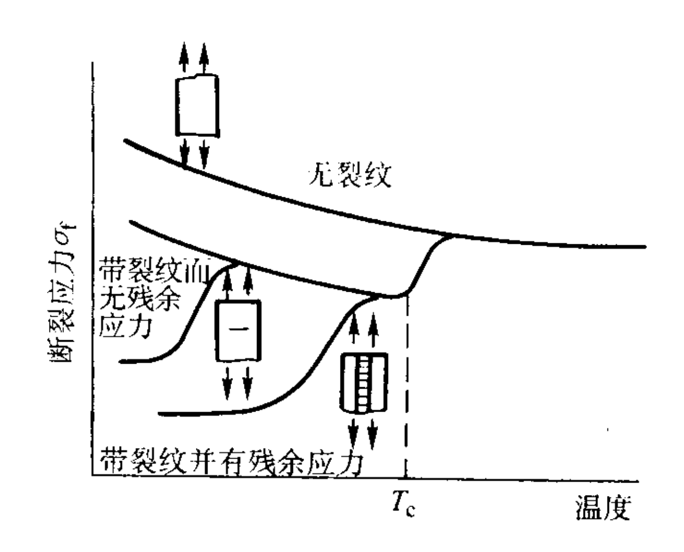


图 2.2-76　裂纹和残余应力对断裂应力的影响

图 2.2-77 示出了形变速度对碳钢脆性转变温度的影响。材料的屈服极限 σ_s 是温度和形变速率的函数，随着形变速率的增大，晶格摩擦应力 σ_i 增大，形变很少通过滑移，而更多地靠通过孪晶来进行，所以 σ_s 随 σ_i 的增大而上升。但解理断裂应力 σ_f^* 并不随 σ_i 的增大而发生变化（见图 2.2-77b）。T_c 升高，说明形变速率的增加，容易生成低温脆断。

综上所述，低温冲击韧度实质上是指材料在外力作用下抗脆性破坏，抵抗裂纹萌生和扩展的能力。脆性破坏是在低温低负荷下发生的，缺陷和低温是发生脆性破坏的必要条件。而材料本身的化学成分、晶格结构、应力集中、杂质含量以及热处理条件、加工情况等，均是影响脆性破坏的重要因素。降低温度、增大外应力、使材质性能恶化，会使脆性破坏的传播速度增大（每秒数千米）；反之，提高温度、降

低应力，使用优质钢材，可使消除脆性破坏。因此，材料的最低使用温度是设计应力的基础，应以不发生脆性破坏为主要条件。

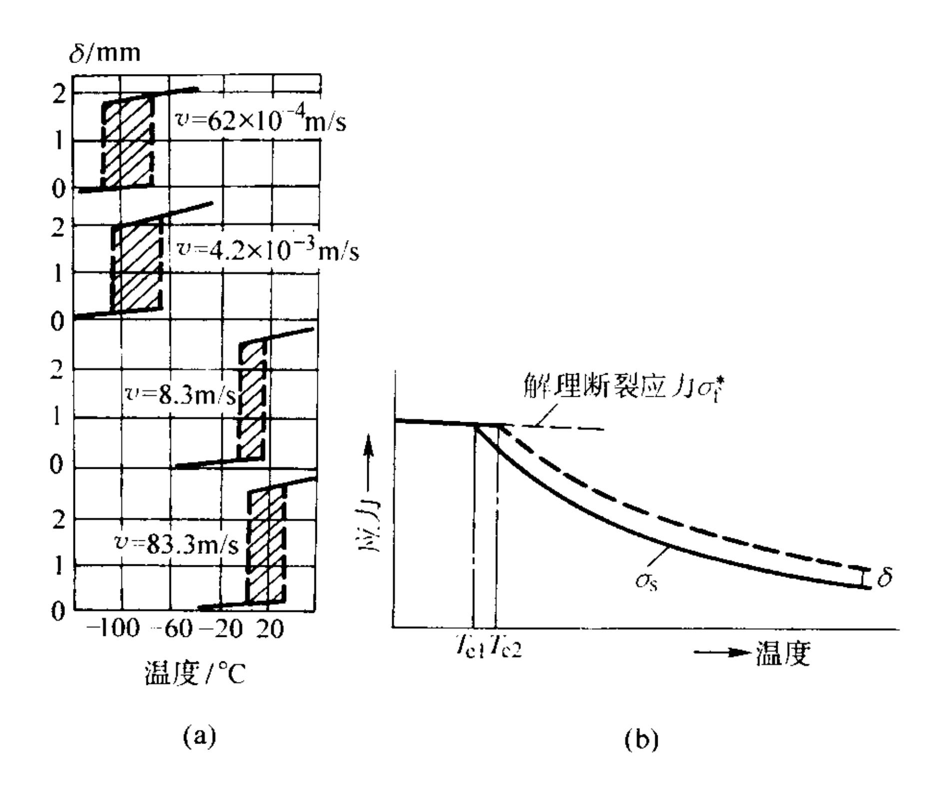


图 2.2-77　形变速率对碳钢脆变温度的影响

6.1.3　材料低温断裂的评定指标

许多低温工况对材料的危害性要求用保守的设计方法来保证足够的结构安全。其中一个重要的原因是为了防止产生脆性断裂。因为这种破坏会突然发生而不可控制。

然而，在低温下，高强度材料的构件有时会在应力远低于屈服强度的状态下发生脆性断裂，中、低强度材料的构件也有类似断裂事件。例如，飞机的机翼大梁在飞行中突然断裂，火箭发动机外壳在水压试验时爆炸断裂，大型发电机转子、汽轮机叶轮在高速运转时突然脆断，桥梁折断而坠落河中，船舶断裂成两半，压力容器和天然气贮罐爆破使周围街市化为废墟等，这些灾难性的工程断裂事故近几十年来在世界各国相继发生，遍布工业、交通、军事等要害部门。

目前使用的低温结构材料中，低合金结构钢用量很多，这类钢在低温下存在一个由韧性到脆性的转变。如果工作结构或低温压力容器等在脆性状态下工作，难免发生脆断事故。所以，在低温条件下使用的结构材料，除了要求足够的强度外，必须具有良好的韧性，根据工程应用的观点，光滑拉伸试样的塑性指标不适于评定冷脆转变。因此，对于不同服役条件下工作的工程结构或机器零件，应有不同的指标作为低温脆断的判据。

脆性断裂过程由脆性断裂开始和脆性裂纹扩展两个阶段组成，究竟是以防止开裂为主还是要求止住已有裂纹的扩展为主（即开裂韧性和止裂韧性），对不同的结构而言是有差别的。例如，低温压力容器，一旦在缺陷处发生脆性开裂，要想止裂是不容易的，只要有泄漏，燃烧或爆炸事故就难以避免，因而这类设备应防止脆性开裂。而对于船舶、桥梁、工程机械等，裂纹扩展特性和止裂韧性则是通常考虑的指标。脆性断裂控制在管道上已得到应用。不少机器零件是在交变载荷下工作的，由于低温使材料变脆，允许的疲劳裂纹临界尺寸比常温下要短很多，因而脆断的危险性就比常温大得多。

由此可见，低温脆性评定指标对于低温结构设计和选材都是至关重要的，它是防止低温脆断的重要依据。

（1）低温拉伸试验

各种材料光滑试样拉伸试验的结果表明，屈服强度 σ_s 和抗拉强度 σ_b 均随温度的降低而上升，且 σ_s 上升较 σ_b 要快；而断裂应力 σ_f 起初随温度的下降而上升，然后是随温度的下降而下降，到某一温度，有 $\sigma_s=\sigma_b=\sigma_f$，这个温度叫做断裂应力转变温度 t_B。当试验温度 $t>t_B$ 时，$\sigma_s<\sigma_b<\sigma_f$，试样先有屈服，然后才断裂，当温度 $t\leqslant t_B$ 时，试样不产生屈服就断裂。这个断裂应力转变温度是很低的，如 20 钢正火态，t_B 约为 -196℃，而 15MoVNRe 钢正火或调质态，t_B 值均在 -200℃以下，看来 t_B 温度远低于这类钢材在工程上的实用温度范围，即 t_B 指标的工程意义不大。

光滑试样测得的韧性指标，即断面收缩率 ψ 和伸长率 δ，对试验温度是不敏感的，在相当低的温度范围内，ψ 和 δ 基本保持不变，有时甚至略有升高。图 2.2-78 为 15-MnMoVNRe 钢经不同热处理之后，延性指标 ψ 和 δ 随温度的变化情况。由图可见，除了 820℃正火的试样，ψ 在 -60℃开始出现明显下降外，其余的 δ_5 和 ψ 都是在 -100℃才开始出现明显下降，而调质处理的 δ_5 甚至略有升高。因此，光滑试样低温韧性指标不能用于反映低温韧性。

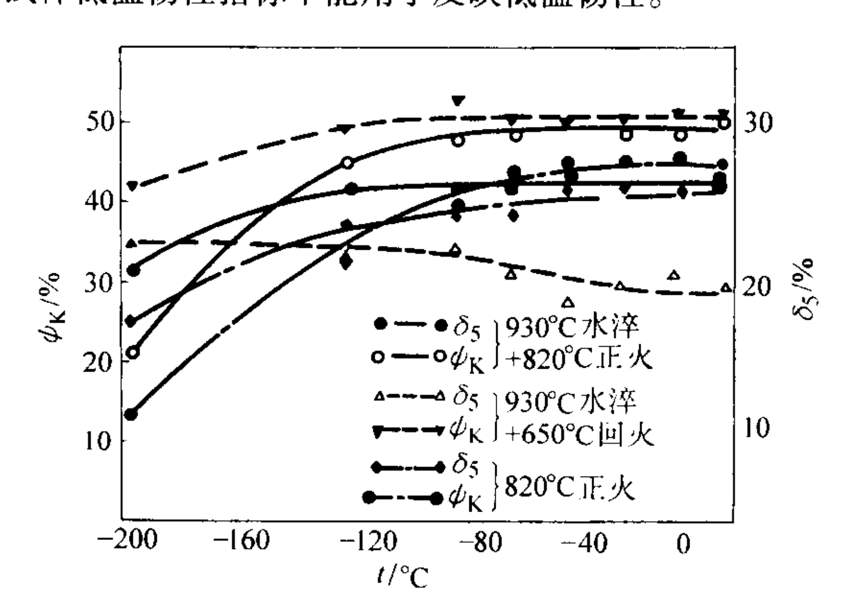


图 2.2-78　15MnMoVNRe 钢的延性与温度的关系

应力集中是造成低温低应力脆断的重要因素之一，温度越低，材料应力集中的敏感性越高。图 2.2-79 是 15-MnMoVNRE 钢经临界区淬火 + 650℃回火后低温下的应力集中敏感性。N 定义为缺口或裂纹试样在试验温度下的断裂应力 σ_{bnT} 与光滑试样在试验温度下的屈服强度 $\sigma_{0.2T}$ 的比值，即 $N=\sigma_{bnT}/\sigma_{0.2T}$，$N$ 值降低，应力集中敏感性增加。由图可见，当 $t>-100$℃时，无论是缺口试样还是裂纹试样，应力集中造成的脆化趋势都不大。在 $t<-100$℃以后，裂纹试样的脆性明显增加，$N\to 1$。但在 -196℃范围内未见 $N<1$，这是否说明不会有低应力脆断的危险呢？不能这样认为，这是小尺寸试样的试验结果，不能直接用于大尺寸工件，这是必须注意的。

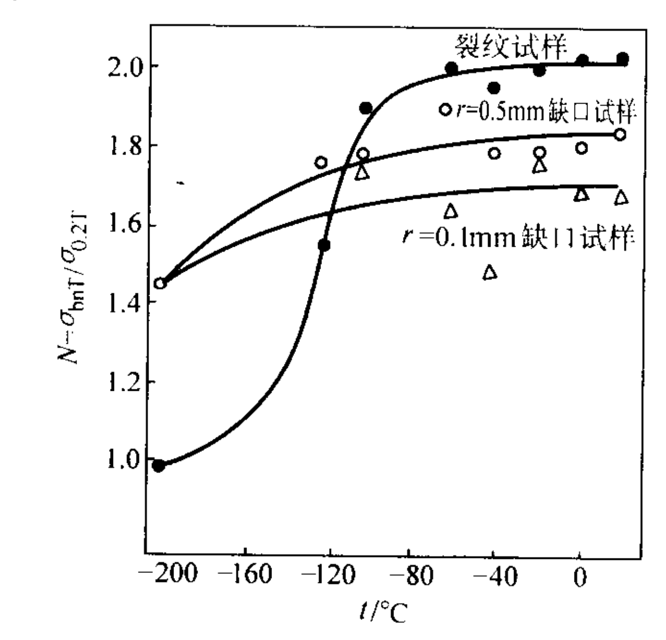


图 2.2-79　15MnMoVNRE 钢应力集中敏感性随温度的变化

（2）冲击试验

系列温度冲击试验是评定材料低温脆性的常用方法。通

过对低温脆断事例的失效分析，经过统计处理，可以找到工程结构脆性破坏与材料低温冲击韧度之间的经验关系，所以有一些低温脆性评定指标是用冲击试验方法得出的。

1）断口形貌转变温度（FATT）法 用得较多的标准是断口形貌转变温度 FATT。一般是以冲击试样断口上出现50%纤维状断口时的温度 $FATT_{50}$ 为冷脆转变温度。但是，FATT 指标主要反映冲击断裂时裂纹扩展过程中的断口形貌在韧－脆程度上的差别，较之缺口试样冲击值 a_K，FATT 对缺口尖锐度并不很敏感，而 a_K 既包括裂纹萌生功，又包括了裂纹扩展功，对缺口尖锐度较敏感。其次，FATT 虽能反映裂纹扩展过程断口形貌韧脆上的差别，但不能对裂纹扩展抗力以定量的评价。当 FATT 相同时，不同材材裂纹扩展功可能相差很大。此外，FATT 的测值受经验因素影响较大。

2）能量法 除 FATT 法外，用能量法确定冷－脆温度比较普遍，这里介绍几种。

① 若 a_{Kmax} 为 100% 纤维状断口时的冲击韧度，则取 $0.5a_{Kmax}$ 冲击韧度对应的温度，或取 $0.5(a_{Kmax}+a_{Kmin})$ 冲击韧度对应的温度为冷脆温度 T_C。

② 对于低碳钢，取 20 J 冲击吸收功对应的温度为开裂的最高温度，即最低使用温度。对于低合金钢，采用 27 J 或 41 J 的吸收冲击功温度为转变温度。

③ 取 U 形缺口冲击韧度 35 J/cm² 或 30 J/cm² 的温度为最低使用温度。若材料强度提高之后，冲击韧度也要相应提高。

④ 预制裂纹试样的冲击韧度 a_p = 12 J/cm² 或 a_p = 20 J/cm² 的温度为最低使用温度。

必须指出，同一材料的同一热处理状态，用不同的判据得出的冷脆温度是不同的。采用时应注意比较分析。

3）Charpy 冲击试验法 “日本焊接协会低温用钢材质评定标准”提出用Charpy－V 试验来评定钢材止裂韧性问题。这个标准是通过断裂力学理论与宽板止裂试验相结合的方法来处理止裂问题，方法是先进的，但工作量和试验费用都较大。

图 2.2-80 示出几种材料的 Charpy 冲击吸收功和温度的关系。可以看到在通常的情况下，面心立方（fcc）材料的冲击吸收功不随温度的降低而下降，表明这类钢在低温下不存在韧性－脆性转变。体心立方（bcc）金属在低温下容易变脆。图 2.2-80 中曲线 6 表示碳钢在 96～120 K 间有明显的韧性－脆性转变，在转变温度以上断裂是韧性的，在转变温度以下，断裂是脆性的。

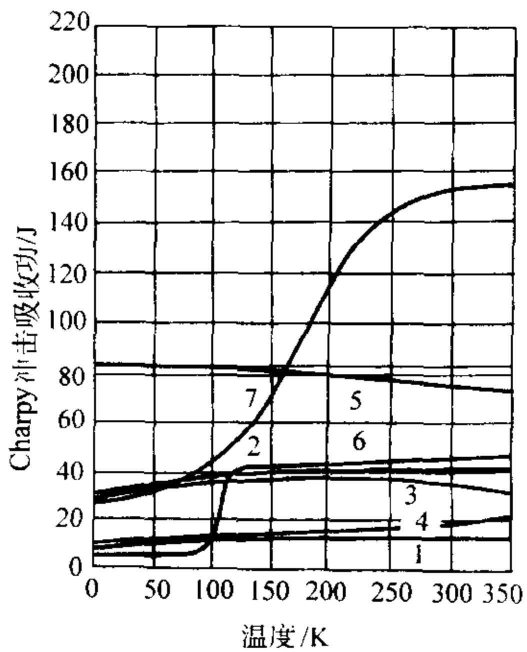


图 2.2-80 几种金属的冲击吸收功与温度的关系
1—2024-T4 铝；2—铜铍合金；3—K 蒙乃尔合金；4—钛；5—304 不锈钢；6—1020 碳钢；7—w（Ni）＝9%镍钢

目前国内外冲击韧性试验应用较多的有 U 形缺口试样和 V 形缺口试样，它们各有特点。U 形缺口试样的缺口较钝，加工方便，应力集中较小，缺口附近体积内金属塑性变形容易进行，参与塑变的体积较大，对于检验较大尺寸范围的材质缺陷较好，它对于低温脆性转变的反应不如 V 形缺口试样灵敏。V 形缺口试样的缺口较尖锐，试样加工较困难，应力集中较大，金属缺口附近体积内塑性变形难以进行，参与塑性变形的体积较小，对于低温脆性转变反应灵敏。V 形缺口试样冲击总功中裂纹扩展功所占的比例要高于 U 形缺口试样冲击总功中裂纹扩展功所占的比例。我国的国家标准 GB/T 2106—1980 已采用 V 形缺口 Charpy 冲击试样（CVN）。

进行低温冲击韧性试验必须将试件预冷到试验温度。可以采用有自动送样的低温冲击试验机，若用一般的冲击试验机则应另备恒温槽。确定试验温度后，将同一温度的一组试样放在盛有低温介质的恒温槽内，试样应放在液体的中间，并要有间距，使其充分冷却。为了节省时间和节约制冷剂，冲击试验最好从最低温度开始分组进行。将保温 15 min 后的试样，用夹子迅速取出，放在试验机的支座上打断。为了防止试样从恒温槽取出后瞬时升温，在保温时要考虑过冷度。过冷度的大小与规定的试验温度和操作者的熟练程度有关，一般在低于－60℃以下者，过冷度可取 4～6℃，高于－60℃以上，可取 3～4℃，并要求在 2～5 s 内完成。

进行温度很低的材料试验时，一般采用液氮、液氦作为冷却剂。当温度较高时，例如在 0～－120℃之间，可采用的制冷剂和调温剂见表 2.2-38。

表 2.2-38 各种制冷剂和调温剂及温度范围

制冷剂（质量分数）	调温剂（质量分数）	可调温度范围
80%冰	20%氯化铵（NH_4Cl）	－15.4℃以上
75.2%冰	24.8%食盐（NaCl）	－21.3℃以上
41.2%冰	58.8%氯化钙（$CaCl_2 \cdot 6H_2O$）	－54.9℃以上
62.7%冰	19.7 食盐（NaCl）＋ 17.6%氯化铵（NH_4Cl）	－25℃以上
干冰	工业酒精	－75℃以上
干冰	无水乙醇	－78℃以上
干冰	氯仿（三氯甲烷）	－77℃以上
干冰	醋酸戊（烷）基	－78℃以上
液氮	无水乙醇	－100℃以上
液氮	石油醚	－120℃以上

但是，摆锤冲击试验机不能满足大件的试验要求。因为对于一些原钢板构件，若采用标准的缺口冲击试样，其应力与应变状态均与实际服役条件不同，这时应采用更厚更宽的试样，故而要采用落锤试验法（DWT）。该方法适用于确定中低强度钢的脆性转变温度，采用尖锐裂纹代替 V 形缺口，并由此得出无塑性转变温度。

落锤试验机是由垂直导机和能自由降落的重锤及砧座组成，如图 2.2-81a 所示。重锤的撞头是一个半径为 25 mm 的钢制圆柱面，在整个截面上的硬度应不小于 50HRC，其质量在 22.7～136.2 kg 之间，导轨和提升装置应能将重锤升到不同的固定高度，获得 338.75～1 626 J 的势能。试样采用长方形板状试样，并在试样一面堆焊一层脆性合金，焊块中部开一小缺口，其宽度小于或等于 1.5 mm，深度为焊块厚度之半，用以诱发裂纹。将试样冷却到不同温度下试验，可测量各种转变温度。

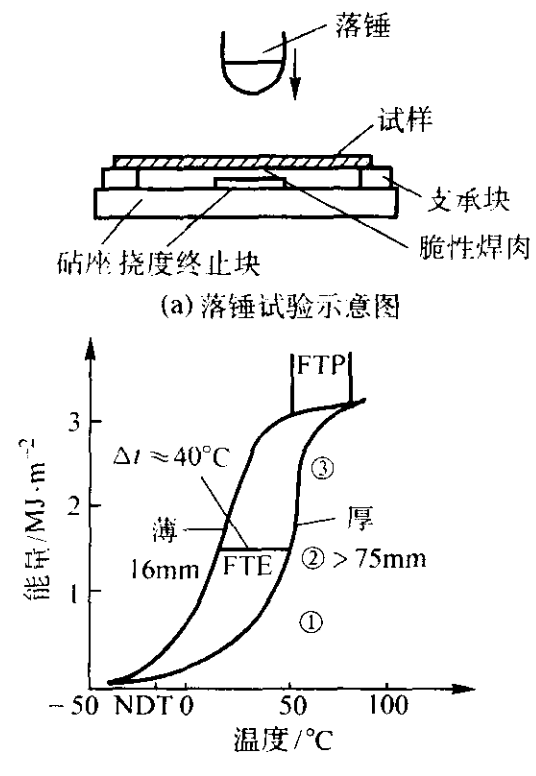


图 2.2-81 落锤试验及其结果示意图

图2.2-81b为落锤缺口韧性与试验温度的关系。由图可见，当温度低至一定数值时，冲断试样所消耗的能量很小，塑性变形趋近于零，相当的断口为100%结晶区，开始出现这一现象的温度称为零塑性转变温度，记作NDT。

温度低于NDT，材料吸收能量基本不随温度变化，成为一个平台，常称该能量为“低价能”。当温度高于某一临界温度时，出现100%纤维断口，试样冲断时吸收能量较大，而为韧断。高于这个温度，吸收能量也基本不变，出现一个上平台，称其为“高价能”，其所对应的最低温度为塑性区开裂转变温度，记作FTP，它为首先达到高价能的温度。高价能与低价能的平均值所对应的温度叫做弹性区开裂转变温度，记作FTE，它表征塑性区内形成的裂纹能否通过弹性变形区而扩展的临界温度。图6-25b中所示的，①区为脆性断裂区，②区为过渡区（已有的裂纹停止扩展，新裂纹再形成），③区为韧性断区。

(3) 断裂韧度试验

用于评定材料断裂韧度的指标有 K_{IC}，COD（δ_C），J_R。能够满足平面应变条件的断裂韧度指标 K_{IC}，可以直接用于设计计算。如果一个构件中存在一定形状和尺寸的缺陷，在外加应力作用下其应力强度因子低于材料的 K_{IC}值，则该构件是安全的。裂纹张开位移（COD）试验测得的 δ_C，可用于工程结构安全性的评定。J积分试验法测得的材料的韧性断裂韧度，可以用于材料韧性的相对评价。

当温度降低时，材料的 K_{IC}、COD（δ_C）和 J_R 值都会降低，它们和温度的关系曲线与 a_K-t 关系曲线有相似之处。图2.2-82是两种低合金钢经不同工艺热处理之后的断裂韧度和温度的关系。一般说来，利用 K_{IC}指标进行安全设计时，就没有必要去寻找这种材料的冷脆转变温度。

对于COD和 J_R 值随着温度降低而降低的曲线，不能与 $K_{IC}-t$ 曲线等同看待，前两者在较高的温度范围内是属于弹塑性断裂范围，因此存在由韧性到脆性的转变。图2.2-83为COD随温度变化的示意图，图中可划分为三个区域：①在较低的温度范围内，t_1 以下为有效的 K_{IC}区，属于脆性断裂；②在 t_1 与 t_2 之间为弹塑性范围，出现脆断与韧断的混合；③t_2 以上为塑性不稳定范围，属于韧性断裂区。

关于COD转变温度的确定，目前还没有统一的规定。某些文献采用 $\delta_C=0.1$ mm时所对应的温度 t_i 为转变温度。t_i 温度的意义是COD试样断口上缺口根部出现纤维状裂纹的最低温度，即将纤维状裂纹长度趋向零时的 δ_C 定为 δ_i，相应的温度为 t_i。

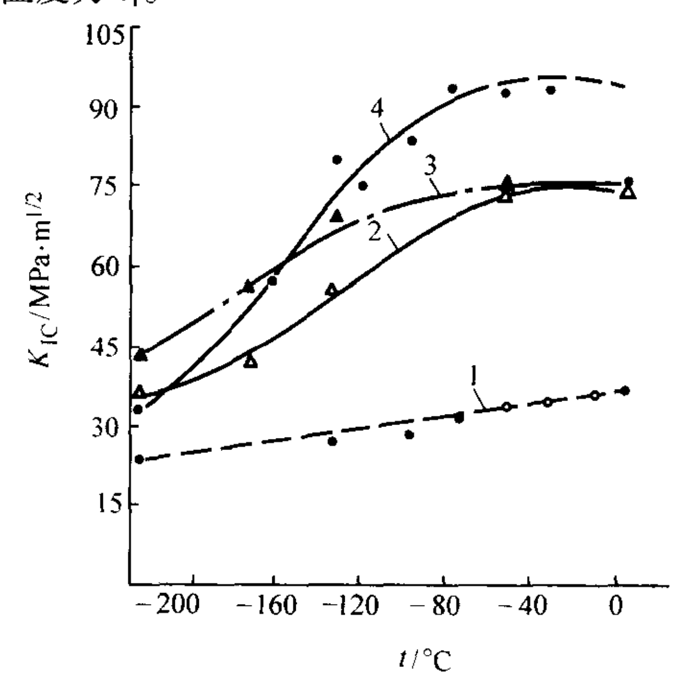


图 2.2-82 两种低合金钢的断裂韧性与温度的关系

1—45Cr 淬火390℃回火；2—20Cr普通淬火200℃回火；3—20Cr临界区淬火200℃回火；4—45Cr淬火+550℃回火

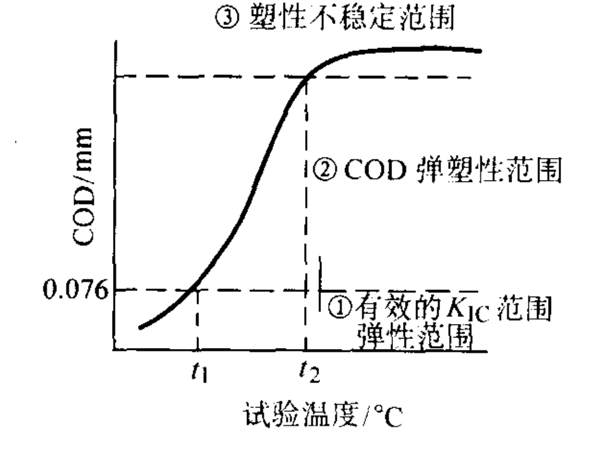


图 2.2-83 COD与温度关系曲线示意图

(4) 几种其他试验

1) 落锤试验　落锤试验给出钢材试样在开裂前零塑性变形（实际上有小量塑性变形）的最高温度NDT。这种试验已列入美国ASTM标准E208—1969。因为NDT温度与弹性断裂转变温度FTE和塑性断裂转变温度FTP之间有一定关系：

在板厚 $\delta\leqslant50$ mm时，FTE = NDT + 33℃；FTP = NDT + 67℃

在板厚 $\delta<75$ mm时，FTE = NDT + 72℃；FTP = NDT + 94℃

表2.2-39列举了几种常用低合金钢的NDT温度。

表 2.2-39 一些常用低合金钢的NDT温度

钢　号	NDT/℃
16Mn	-50 ~ -55
16MnTi	-40 ~ -55
15MnVN	-40 ~ -60
14MnVTiRe	-40 ~ -55
14MnMoNb	-40 ~ -55
12MnCrNiMoVCu	-60 ~ -75

所以，对于每一种钢材、知道NDT温度后，FTE、FTP温度也就知道了，就可知道断裂分析图的全貌（见图2.2-84）。断裂分析图表示应力、缺陷和温度之间的综合图，明确提出了钢板开裂、传播、止裂的条件，在防脆断设计和选材时有重要价值。它可以应用到一般压力容器，或潜艇和核反应堆等高压容器的防脆断设计中去。

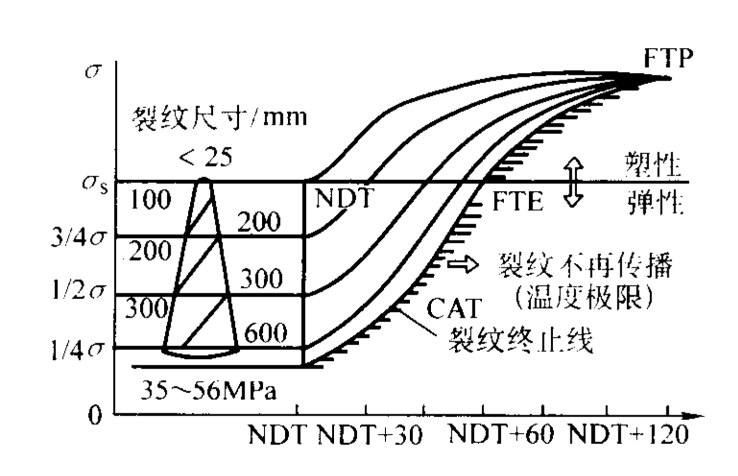
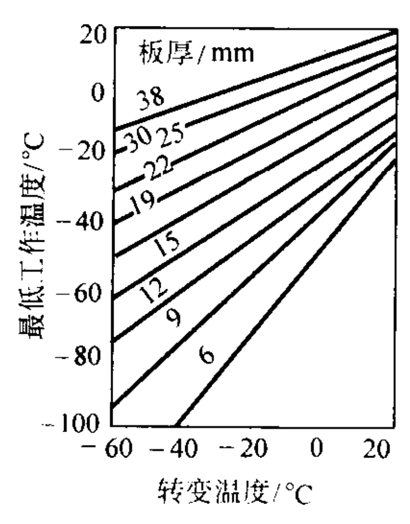


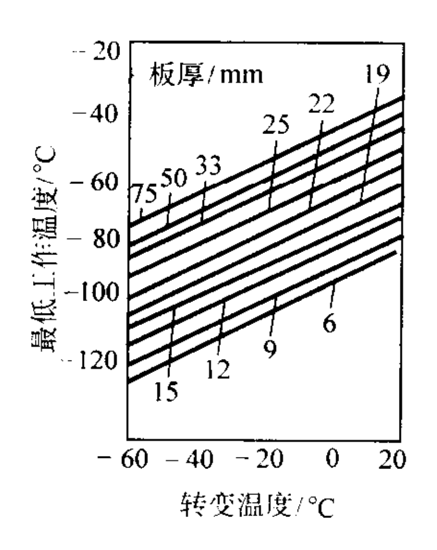
图 2.2-84 断裂分析（FAD）图

2）宽板拉伸试验 为了在试验室内直接掌握使用状态下钢材的断裂特性，发展了宽板拉伸试验。这种试验使用原钢板厚度，保留了焊接残余应力和可能产生的缺陷，因此它能够模拟实际结构的工作条件。宽板拉伸试验结果可绘制应力、应变与温度的关系曲线。在宽板试验中规定具有0.5%塑性应变时的断裂温度作为材料的最低使用温度。宽板试验结合其他脆断传播和终止试验的结果，可对实际板材的破坏有一个完整的概念，以此作为设计的参考。

图2.2-85给出了碳钢和碳－锰钢由宽板拉伸试验所得的最低设计温度与27 J、41 J C_V 冲击能转变温度的关系。对于 $\delta_5 \leqslant 276$ MPa 的钢，取27 J；即对于 $\delta_5 > 276$ MPa 的钢，取41 J。由图可知，板厚增加，允许的最低工作温度升高。有了这种关系图，就可采用27 J或41 J C_V 冲击能转变温度来确定不同厚度的C－Mn钢板的最低工作温度。



(a) Charpy 冲击能转变温度



(b) Charpy 冲击能脆性转变温度

图 2.2-85 最低工作温度与27 J、41 J C_V 冲击能转变温度间的关系

3）容器低温爆破试验 模拟容器的低温爆破试验能综合地考察材料韧性、结构应力以及制造工艺造成的各种应力、缺陷对容器安全的影响。爆破压力 p_b 和屈服压力 p_s 的比值 r 是一项重要的性能指标。它和材料的韧性有关。当 $r<1$ 时，说明容器材料没有足够的韧性，容器在没有达到整体屈服之前就会产生脆性破坏。当 $r>1$ 时，说明材料有足够的韧性，容器在经过整体屈服变形之后才破坏。$r=1$ 是一个临界值。

宽板拉伸试验和容器低温爆破试验费用大，所用设备复杂，一般不常采用。

6.2 常用低温钢及其力学性能

制冷与低温技术在现代工业和科学研究中的重要性日益增加，低温机器设备在国民经济中的应用也日趋广泛。低温机械的设计最终会面临两个问题，其一是选择用来制造这种装置的合适材料；其二是进行所选材料在工作条件下的强度计算。与一般的工程设计不同，低温设备材料的选择在很大程度上受低温的工作条件和材料的力学和物理性能的制约。因而，了解低温下结构材料的特殊性质，拥有它们的韧性数据，正确选择合适的低温用材，是研制和设计低温机械，保证其可靠持久地安全运行的重要条件。

为了保证低温装置的安全运行，用于制造低温设备的金属材料必须具有：

1）在低温下有足够的塑性和韧性，并有较高的机械强度；

2）稳定的金相结构；

3）良好的工艺性能；

4）来源广泛，价格便宜；

5）适合某些特殊要求的物理性能。

制冷与低温技术几乎普及了室温至接近绝对零度的整个温标，从普通冷冻、空调设备到大型气体液化和制冷装置，从液化天然气、各种空气分离装置到用于空间计划和超导技术的液氢、液氧设备，无不采用各种类型的金属材料。熟悉和掌握所用材料及其低温性能乃是低温工作者的一项基本要求。

以下着重介绍低温工程中广泛应用的碳钢及低合金钢、镍钢、奥氏体不锈钢的力学性能和选用原则，给出若干典型的数据图表。

6.2.1 铁素体钢

铁是目前在结构金属和合金中用得最广泛的金属元素，但许多铁合金存在的低温下塑性－脆性的转变限制了它们在低温下的应用。纯铁和碳钢展示出典型的体心立方晶格结构，碳钢在低温下的屈服极限和强度极限几乎相等，伸长率和断面收缩率很小。就金属在低温下的力学性能发生改变而言，普通碳钢的冷脆最为严重，在－40～－50℃（233～223 K）范围内，碳钢的冲击值就急剧降低而达到冷脆点（见图2.2-86）。因此，碳钢的使用温度仅到－50℃（233 K）。随着含碳量的增大，碳钢的冷脆点也上升。当使用温度低于转变温度时，碳钢制容器会以脆性破坏形式破裂，破裂往往在没有变形或很小变形的情况下发生。

为了降低碳钢的冷脆温度，在减少钢中的含碳量的同时，应增加钢中的合金元素如Mn、Ni含量，改善冶炼和轧制工艺，采用合理的热处理工艺，使钢的强度和韧性都得以显著提高。

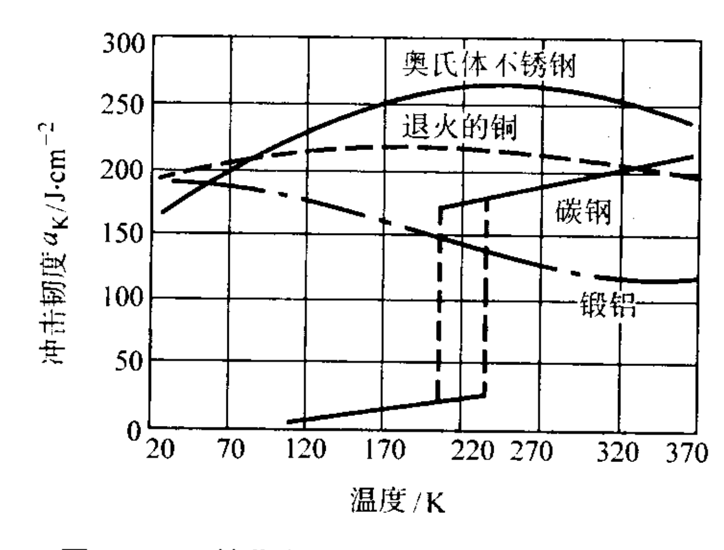


图 2.2-86 某些金属的冲击韧度与温度的关系

6.2.2 低合金钢

低合金钢是在普通碳素钢基础上添加少量合金元素而发展起来的一种高强度结构钢。在这种钢中，合金元素质量分数一般不超过3%～5%。低合金钢发展的主要动力来自技术进步对钢材性能的要求，即要求高的强度和韧性，低的冷脆转变温度，同时要求有良好的焊接性能、高的韧性和冷变

形性能。目前，低合金钢的屈服强度已提高到 450 ~ 800 MPa，抗拉强度约为 600 ~ 1 000 MPa，强度的提高可以减轻结构自重，有利于机械设备的轻量化。同时，为了避免机械构件的脆断，必须选用有足够韧性储备的材料。对于屈服强度在 490 MPa 以下的低合金钢，用冲击韧度和冷脆转变温度来衡量韧性的大小可以获得满意的结果。通常要求室温下的冲击韧度不小于 58.8 J/cm²，低温（使用温度）下不小于 29 J/cm²。但对于重要的结构，必须考虑无韧性转变温度 NDT。对于屈服强度为 490 ~ 785 MPa 的钢，可以用裂纹尖端张开位称量 δ_C 为依据决定材料的取舍。

部分低合金钢的化学成分和力学性能见表 2.2-40、表 2.2-41 所列，其疲劳极限可按下式折算

$$[0.25(\sigma_{0.2} + \sigma_b) + 5] \times 9.8\ \text{MPa} \qquad (2.2\text{-}8)$$

钢经淬火或经某种程度冷塑性变形后，韧性将随时间而有所降低，称为时效现象。通常用钢材时效后其冲击韧度降低的百分比来衡量钢材对时效敏感的倾向或程度，称为时效敏感系数。一般要求时效敏感系数不大于 50%。时效敏感性对于需要焊接和要求进行冷塑性变形的钢材来说是一个重要的指标。低合金钢的时效敏感系数一般应在 40% 以下。

表 2.2-40　低合金钢的牌号和化学成分

牌号	化学成分（质量分数）/%										
	C	Mn	Si	V	Ti	Nb	Cu	N	RE	S	P
										≤	
09MnV	≤0.12	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.55	0.04 ~ 0.12	—	—	—	—	—	0.045	0.045
09MnNb	≤0.12	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.55	—	—	0.015 ~ 0.050	—	—	—	0.045	0.045
09Mn2	≤0.12	1.40 ~ 1.80	0.20 ~ 0.55	—	—	—	—	—	—	0.045	0.045
12Mn	0.09 ~ 0.16	1.10 ~ 1.50	0.20 ~ 0.55	—	—	—	—	—	—	0.045	0.045
18Nb	0.14 ~ 0.22	0.40 ~ 0.80	0.17 ~ 0.37	—	—	0.020 ~ 0.050	—	—	—	0.045	0.045
09MnCuPTi	≤0.12	1.00 ~ 1.50	0.20 ~ 0.55	—	≤0.03	—	0.20 ~ 0.40	—	—	0.045	0.05 ~ 0.12
10MnSiCu	≤0.12	1.25 ~ 1.60	0.80 ~ 1.10	—	—	—	0.15 ~ 0.30	—	—	0.045	0.045
12MnV	≤0.15	1.00 ~ 1.40	0.20 ~ 0.55	0.04 ~ 0.12	—	—	—	—	—	0.045	0.045
14MnNb	0.12 ~ 0.18	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.55	—	—	0.015 ~ 0.050	—	—	—	0.045	0.045
16Mn	0.12 ~ 0.20	1.20 ~ 1.60	0.20 ~ 0.55	—	—	—	—	—	—	0.045	0.045
16MnRE	0.12 ~ 0.20	1.20 ~ 1.60	0.20 ~ 0.55	—	—	—	—	—	0.02 ~ 0.20	0.045	0.045
10MnPNbRE	≤0.14	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.55	—	—	0.015 ~ 0.050	—	—	0.02 ~ 0.20	0.045	0.06 ~ 0.12
15MnV	0.12 ~ 0.18	1.20 ~ 1.60	0.20 ~ 0.55	0.04 ~ 0.12	—	—	—	—	—	0.045	0.045
15MnTi	0.12 ~ 0.18	1.20 ~ 1.60	0.20 ~ 0.55	—	0.12 ~ 0.20	—	—	—	—	0.045	0.045
16MnNb	0.12 ~ 0.20	1.00 ~ 1.40	0.20 ~ 0.55	—	—	0.015 ~ 0.050	—	—	—	0.045	0.045
14MnVTiRE	≤0.18	1.30 ~ 1.60	0.20 ~ 0.55	0.04 ~ 0.10	0.09 ~ 0.16	—	—	—	0.02 ~ 0.20	0.045	0.045
15MnVN	0.12 ~ 0.20	1.30 ~ 1.70	0.20 ~ 0.55	0.10 ~ 0.20	—	—	—	0.010 ~ 0.020	—	0.045	0.045

表 2.2-41　低合金钢的力学性能

牌　号	钢材厚度或直径 /mm	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服点 σ_s /MPa	伸长率 δ_5 /%	冲击吸收功/J	
					室温	-40℃
09MnV	≤16	430 ~ 580	295	23	58.8	29.4
	> 16 ~ 25		275			
09MnNb	≤16	410 ~ 560	295	24	58.8	29.4
	> 16 ~ 25	390 ~ 540	275	23		
09Mn2	≤16	440 ~ 590	295	22	58.8	29.4
	> 16 ~ 30	420 ~ 570	275	22		
	> 30 ~ 100 方、圆钢	410 ~ 560	255	21		

续表 2.2-41

牌号	钢材厚度或直径 /mm	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服点 σ_s /MPa	伸长率 δ_5 /%	冲击吸收功/J 室温	冲击吸收功/J -40℃
12Mn	≤16	440~590	295	22	58.8	29.4
	>16~25	430~580	275	21		
	>25~36	400~550	255	21		
	>36~50	390~540	235	21		
	>50~100 方、圆钢	390~540	235	20		
18Nb	≤16	470~620	245	20	58.8	29.4
	>16~25	450~600	325	19		
09MnCuPTi	≤16	490~640	345	22	58.8	29.4
	>16~25	490~640	335	21		
10MnSiCu	4~10	490~640	345	22	58.8	29.4
	>10~20	470~620	335	22		
	>20~32	470~620	325	22		
12MnV	≤16	490~640	345	22	58.8	29.4
	>16~25		335	21		
14MnNb	≤16	490~640	355	21	58.8	29.4
	>16~25	470~620	335	20		
16Mn	≤16	510~660	345	22	68.8	29.4
	>16~25	490~640	325	21		
	>25~36	470~620	315	21		
	>36~50	470~620	295	21		
	>50~100 方、圆钢	470~620	275	20		
16MnRE	≤16	510~660	345	22	58.8	29.4
	>16~25	490~640	325	21		
10MnPNbRE	≤10	510~660	390	20	58.8	29.4
15MnV	≤4	550~700	410	19	68.8	29.4
	>4~16	530~680	390	18		
	>16~25	510~660	375	18		
	>25~36	490~640	355	18		
	>36~50	490~640	335	18		
15MnTi	≤25	530~680	390	20	58.8	
	>25~40	510~660	375	20		
16MnNb	≤16	530~680	390	20	58.8	29.4
	>16~20	510~660	375	19		
14MnVTiRE	≤12	550~700	440	19	58.8	29.4
	>12~20	530~680	410	19		
15MnVN	≤10	590~740	440	19	58.8	29.4
	>10~25	570~720	420	19		
	≤25~38	550~700	410	18		
	≤38~50	530~680	390	18		

6.2.3 奥氏体不锈钢

奥氏体不锈钢属于面心立方晶格结构，不存在脆性转变温度，在低温下具有良好的塑性和韧性，在低温工程中获得了广泛的应用，是制造低温（<-200℃）单元操作设备最主要的结构材料。此外，由于奥氏体钢的低温抗磁性，也是超导技术中应用的重要材料。

奥氏体不锈钢是 Fe-Cr 合金，其中有足量的镍（Ni 质量分数 = 8% ~ 24%）和锰（有时用氮）来稳定奥氏体相。铬（Cr 质量分数 = 16% ~ 26%）具有腐蚀阻力。大多数典型的奥氏体不锈钢都属于 18Cr-9Ni 合金。奥氏体不锈钢的力学性能变化范围大，这主要取决于其化学成分和加工工艺。奥氏体不锈钢的组织性能在很大程度上取决于钢中的含碳量，碳和镍一样是稳定奥氏体的元素，增加含碳量可提高不锈钢的强度。但由于碳与奥氏体不锈钢中最基本的元素铬亲和力很大，能形成 $Cr_{23}C_6$ 碳化物，由于焊接和热加工等原因，沿奥氏体晶界析出这种铬的碳化物，从而显著降低钢的耐蚀性。此外，铬的碳化物析出还会使奥氏体变得不稳定而发生马氏体相变，导致低温韧性的降低。可见碳在奥氏体不锈钢中的作用是矛盾的。对于低温应用来说，主要保证它有优良的低温性能和抗蚀性，因此都是低碳和超低碳的，通常含碳的质量分数为 0.15% ~ 0.03%。

在低温系统中广泛应用的有三种类型的不锈钢。①退火的 300 系列不锈钢，最常用的是 304 型和 304L 型，我国的常用牌号有 00Cr18Ni10、0Cr18Ni19 和 1Cr18Ni9Ti。这些金属已有多年的使用经验和设计规范。它们有中等强度，极好的韧性。②氮强化级不锈钢，在低温下具有很高的强度，并保持 300 系列钢的多数优点。但这种钢产品不多。③300 系列级冷轧钢板。这类钢材作为高强板材应用，例如用作液体燃料的导弹壳体。除了上述三种外，还有一种固溶硬化的不锈钢，可作为用于大量的高强合金，但目前限于制造螺栓、螺母。选择固溶硬化合金时应注意马氏体或半奥氏体在低温下韧性降低的现象。故应选取全奥氏体的合金。

奥氏体不锈钢中的主要合金元素有铬、镍、锰、氮、钛和铌。其中，铬是决定奥氏体不锈钢抗蚀性的主要元素，铬和一定量的镍相配合时，可获得稳定的单相奥氏体，不仅能改善抗蚀性，而且有良好的冷变形性能和焊接性能，以及优良的低温力学性能。镍是奥氏体形成元素，但镍的这一作用只有与铬配合时才能充分发挥出来，例如 Cr 质量分数 = 18% 和 Ni 质量分数 = 8% 相配合就可得单一奥氏体组织。镍是改善钢的低温性能的最有效的元素。锰和氮与镍一样都是奥氏体形成元素，可以用它们来部分代替镍。锰形成奥氏体的作用约为镍的 1/2，即质量分数为 2% 的 Mn 可以代替质量分数为 1% Ni。以氮代镍的质量比为 0.025:1。氮在奥氏体不锈钢中使马氏体转变点显著降低，稳定奥氏体，还可增加钢的屈服强度，特别是提高退火态的低温屈服强度，而低温韧性不降低。但在可焊接性钢中，由于钛和铌会形成氮化物或碳化物沉淀，故用氮稳定奥氏体相是有限制的。通常是一定量的锰、氮或钼同时加入钢中，可在低温下保持稳定的奥氏体。钛和铌都是强碳化物形成元素，加入奥氏体不锈钢中的主要作用是形成稳定的 TiC 和 NbC，从而防止晶间腐蚀。通常认为晶间腐蚀是由于铬的碳化物 $Cr_{23}C_6$ 沿奥氏体晶界析出，使晶界附近奥氏体里的铬含量降至抗蚀所需的最低含量以下而引起的，加入铌和钛之后，由于它们与碳的亲和力大于铬，因此优先与碳结合形成 TiC 和 NbC，从而避免晶间腐蚀的产生。

用于低温的大多数不锈钢都是 Fe-18Cr 合金，其镍的质量分数超过 8%，碳的质量分数小于 0.1%，这些钢的奥氏体相具有面心立方（fcc）结构，在室温与低温下都具有极好的韧性。图 2.2-87 示出含有 Cr 质量分数 = 18% 合金的 Fe-Cr-Ni 相图示意图。其中注有 δ 相冷却后形成奥氏体（γ）相。当奥氏体相冷却到马氏体温度以下时，便形成 α 铁相（bcc），它是马氏体。马氏体的转变伴随着体积的变化（α 大于 γ），同时使磁化率增大（α 是铁磁的）。

奥氏体钢在经受塑性变形时也会形成马氏体，这种马氏体转变特别会导致疲劳强度的降低。形成的马氏体量随着应变的增大和温度的降低而增大（见图 2.2-88），体积分数可高达 80%。

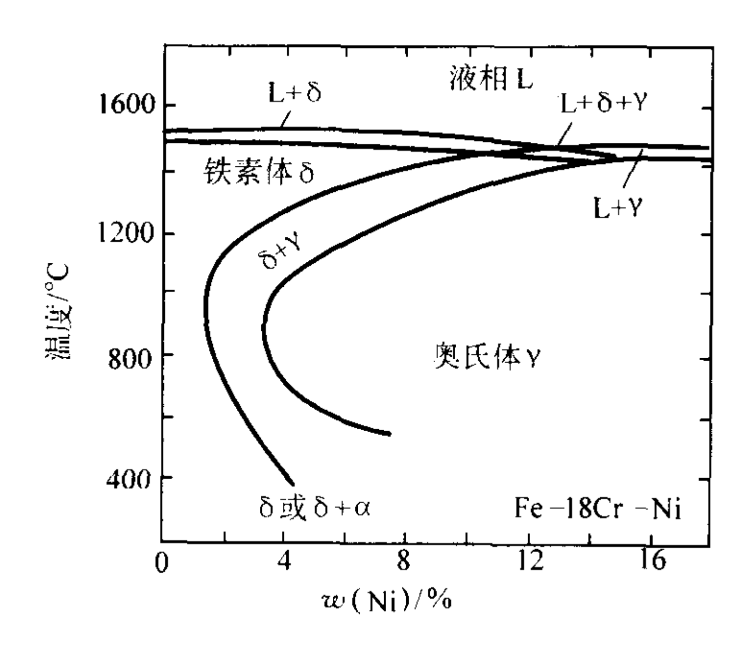


图 2.2-87 Fe-等温转变曲线

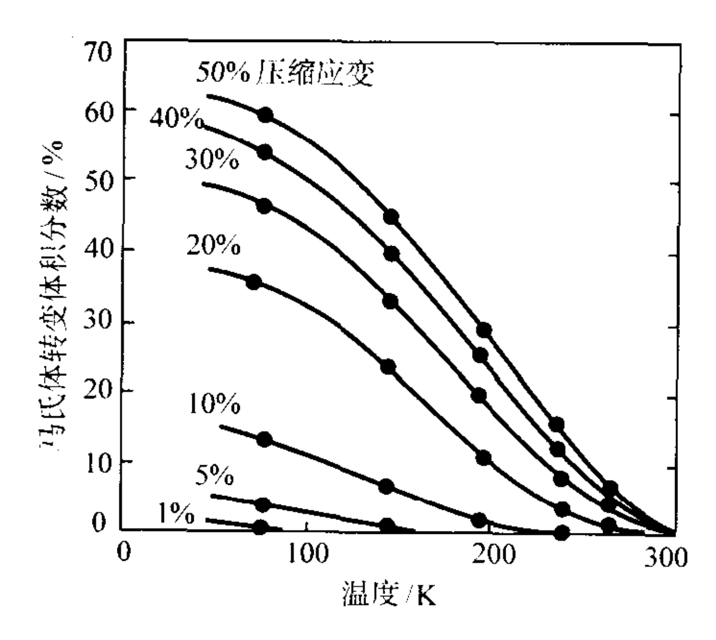


图 2.2-88 不锈钢中产生的马氏体与温度和压缩应变的关系

合金中奥氏体相和铁素体相的含量受合金元素的影响，Ni、Mn、C 相 N 会使奥氏体相扩大；Cr、Mo 和 Si 则会使铁素体的范围扩大。如图 2.2-87 所示的 Cr 质量分数 = 18% 的情况可见，Ni 含量较低时为铁素体（δ），镍的质量分数小于 8% 时为奥氏体(γ) + 铁素体（δ），镍的质量分数大于 8% 时在室温下为全奥氏体。使奥氏体扩大的每种元素都会增加奥氏体的稳定性（即向马氏体转变的阻力），但 Mn 的作用不明显。此外，Mn 会增加氮在奥氏体中的溶解度，因而使奥氏体的稳定性增大。因而锰通常和氮一起使用可以代替奥氏体不锈钢中的镍。

由上分析可知，奥氏体不锈钢中的 γ 相是介稳定的，当它被冷却到低温或在低温下变形时会产生马氏体转变，一旦 γ 相转变为 α 相时，就会降低韧性，而且由于出现了铁素体晶格，又会出现低温脆性转变温度。例如，一个长期经受低温和高速流体的控制阀的不锈钢阀杆，可能产生磨断，这种断裂可能就是马氏体转变的作用。同时，一个不锈钢阀杆经过长期工作之后，其室温端仍是没有磁性的，但处于低温的另一端却出现了磁性，这证明在低温下发生了奥氏体到马氏体的转变。因此，对于有抗磁要求的场合，应采用稳定化的不锈钢。

另一个问题是奥氏体不锈钢在 500 ~ 800℃ 的温度范围内会在晶界析出铬碳化合物，这个现象叫做敏感性。晶粒边界附近铬的减少会引起局部的晶间腐蚀。对低温而言，腐蚀问题并不重要，然而，这会引起材料韧性的降低，因而需要防止。当要用热处理时，通常采用碳的质量分数低于 0.03% 的不锈钢，以防产生敏感现象。在另一方面，如果在通常碳含量（C 质量分数 = 0.08%）的不锈钢中加入 Nb、Ti、Ta 等，则会形成碳化物，使不锈钢在温度升高时组织稳定，因而叫做稳定化不锈钢。

（1）300 系列不锈钢

美国钢铁协会的AISI300系列不锈钢的化学组成和物理性质分别列于表2.2-42和表2.2-43，表中括号内给出了我国的相应牌号。300系列不锈钢具有中等强度、极好的韧性和优异的加工性能。其中18Cr-8Ni型是低温用奥氏体不锈钢中应用范围最广的一类，其典型钢种为AISI304、304L和302。这类钢从冷冻食品工业的－20℃左右开始，一直到－253℃和－269℃的液氢、液氦贮存和运输等设备均可使用。在－100℃以上的低温范围使用时，往往主要利用它优良的抗蚀性，因而常用于冷冻食品工业中，但在－100℃以下使用时，则主要是利用它良好的低温性能。若在－200℃以下使用时，则以超低碳和含镍较高的304L不锈钢更为合适，因为虽然含碳量低，但含镍高，可防止马氏体转变温度 M_S 点上升，奥氏体组织较稳定，同时材料敏化程度低，因冷变形引起马氏体相变而导致韧性的降低也小。这类钢主要用作液化石油气（LPG）和液化天然气（LNG）的贮罐和海上运输槽船以及液化气体的制造设备。

表2.2-42中所列的301型钢为17Cr-7Ni型，由于镍、铬含量稍低，M_S 点在室温附近，故奥氏体稳定性较低，易发生马氏体相变而降低韧性。为提高强度，常对这种钢进行冷变形加工，塑韧性降低不多，故可作为高强度低温不锈钢，曾用于Atlas Centaur火箭液氧压力容器和Satarn V的液氧、液氢压力容器和燃料箱。

表2.2-43所列的合金可以逐一与18Cr-8Ni不锈钢进行比较。316型不锈钢含有质量分数为2%～3%的钼，以改善对氯化物溶液的阻力，多用于液化天然气（LNG）槽船上的管道系统。表2.2-42中304L和316L分别是304和316的改进型，含碳量特别低，以防发生敏感现象（在晶粒边界析出碳化铬）。

表2.2-42　300系列奥氏体不锈钢的组成

AISI系列	组成（质量分数）/%						M_S/K
	Cr	Ni	C_{max}	Mo	Si_{max}	其他	
301	16～18	6～8	0.15				
302（1Cr18Ni9）	17～19	8～10	0.15				
304（0Cr18Ni9）	18～20	8～10.5	0.08		1.0		231
304L（00Cr18Ni9）	18～20	8～12	0.03		1.0		231
304LN	18～20	8～12	0.03		1.0	N：0.10～0.16	64
305	17～19	10.5～13	0.12				
309	22～24	12～15	0.20				
310（Cr25Ni20）	24～26	19～22	0.25		1.5		<0
310S（Cr25Ni20Si）	24～26	19～22	0.08		1.5		<0
316（Cr18Ni12Mo2Ti）	16～18	10～14	0.08	2～3	1.0		132
316L（00Cr17Ni12Mo2Ti）	16～18	10～14	0.08	2～3	1.0		132
316LN	16～18	10～14	0.08	2～3	1.0	N：0.10～0.16	<0
321（1Cr18Ni9Ti）	17～19	9～12	0.08		1.0	Ti：5×C	217
347（1Cr18Ni10Nb）	17～19	9～12	0.08		1.0	Nb：10×C	217
A－286	15	26	0.05	1.25		Mn：1.4；Al：0.2；Ti：2.0	
Kromarc58	14～17	15～22	0.05	1.75～2.75	0.5	Mn：8～11	<0

321型（含有Ti的合金）和347型（含有Nb和Ta的合金）也都是稳定化不锈钢。310S型钢（C质量分数＝0.08%）是310型（C质量分数0.25%）的变种。由于铬、镍含量高，在低温下奥氏体比其他钢种都稳定，因而在低温下使用很可靠，而且很易成形和焊接。经冷变形后，强度提高而低温韧性几乎不降低，它的磁性与退火状态相近，因此适合于那些要求尺寸稳定和无磁性的场合。例如用于制作磁流体发电机的低温恒温装置及其附件，也可用310冷轧薄板制造火箭的液氢贮箱等。

表2.2-43　奥氏体不锈钢的物理性质

型　号	密度 /g·cm^{-3}	弹性模量/GPa	切变模量/GPa	泊松比	热导率 /W·m·K^{-1}	线胀系数 /10^{-6}K^{-1}	比热容 /J·kg·K^{-1}	电阻率 /μΩ·cm	磁化率（初次）
304（0Cr18Ni9）									
295K	7.86	200	77.3	0.290	14.7	15.8	480	70.4	1.02
77 K		214	83.8	0.278	7.9	13.0	—	51.4	—
4 K		210	82.0	0.279	0.28	10.2	1.9	49.6	1.09
310（Cr25Ni20）									
295 K	7.85	191	73.0	0.305	11.5	15.8	480	87.3	1.003
77K		205	79.3	0.295	5.9	13.0	180	72.4	—
4K		207	79.7	0.292	0.24	10.2	2.2	68.5	1.10
316（Cr18Ni12Mo2Ti）									
295K	7.97	195	75.2	0.294	14.7	15.8	480	75.0	1.003
77K		209	81.6	0.283	7.9	13.0	190	56.6	—
4K		208	81.0	0.282	0.28	10.2	1.9	53.9	1.02

如果在 18Cr-8Ni 基础上加入钛或铌，则焊接后不敏化，为稳定化钢，其代表钢种有 AISI321、347，其低温性能也与 18Cr-8Ni 类似。它们主要用于低温加工后需要消除残余应力的压力容器，如空气液化分离系统中的精馏塔。加入的 Ni、Ti 和 Mo 元素的稳定性不锈钢，在低温下不会出现马氏体转变，因而具有低温使用的稳定性。表 2.2-44 给出了马氏体相变的程度以表观磁化率测定值表示的结果。由表 2.2-44 可见，Cr25Ni20 是一种组织稳定性很好的钢种，加工后强度提高，韧性不变，磁性仍接近于退火状态。1Cr18Ni10Ti 和 1Cr18Ni10Nb 及 00Cr17Ni13Mo2 钢由于加入了钛、铌、钼等元素，就具有低温稳定性。这些钢可用于焊后需消除应力退火的压力容器。而非稳定化的奥氏体钢，如 0Cr18Ni9、1Cr18Ni9 钢，则不能施行焊后消除应力的退火，它们用冷加工或经室温至液氦温度的热循环之后，强磁性就增加。

表 2.2-44　奥氏体不锈钢的稳定性

牌　号	相对磁化率($H=200\times10^{-4}$ T)		分子成分(质量分数)/%		
	室温下冷加工	77 K 热循环	Cr	Ni	其他
Cr25Ni20	0.005	0.005	24.3	20.7	—
00Cr17Ni13Mo2	0.01	0.004 ~ 0.01	17.5	13.4	2.4Mo
1Cr18Ni10Nb	3.12	0.004 ~ 0.01	18.4	10.7	0.95Nb
1Cr18Ni9Ti	8.4	0.004 ~ 0.01	18.3	10.3	0.68Ti
0Cr18Ni9	3.7	1	19.0	10.7	—
1Cr18Ni9	18.0	> 1	17.6	7.8	—

表 2.2-45 中所列的 Kromarc58 为 Cr-Ni-Mn-N 型钢，其中含有足够数量的锰（Mn 质量分数 8% ~ 9%）以代替镍。这种钢冷加工也不会产生磁性，韧性好，在 − 253℃时夏氏冲击吸收功高于 90 J，焊接性能良好。目前使用在原子能研究用的气泡室上作为附件的配管阀门、液氮贮槽以及泵的阀门等。表 2.2-45 给出铸造奥氏体不锈钢的钢种、成分和低温力学性能，主要用于原子能研究用气泡室、超导磁的筒形磁体阀体等。

表 2.2-45　典型铸造奥氏体不锈钢的成分和低温拉伸性能

合　金	成分（质量分数）/%						机械性能			
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
CF-8	≤0.08	≤1.5	≤2.0	18 ~ 21	8 ~ 11	—	24	—	240	78
							− 78	—	330	65
							− 196	—	380	55
							− 269	—	495	32
CF-8M	≤0.08	≤1.5	≤2.0	18 ~ 21	9 ~ 12	2 ~ 3	24	480	305	63
							− 78	670	460	60
							− 196	—	625	58
							− 269	—	750	53
Kromarc58	0.04	9.5	0.3	16	20	2.25	24	475	230	50
							− 196	850	460	66
							− 253	800	560	42

AISI304、310 和 316 型不锈钢的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 σ_s 的比较如图 2.2-89 所示。由图可见，304 钢在 4 ~ 300 K 温度内的屈服强度最低，极限强度最高，其极限强度的增大是由于变形过程中发生了马氏体转变，304 钢的这种转变比 316 或 310 钢都容易发生。由于马氏体转变是应变所致，故屈服强度不受影响。试验指出，304 钢的强度随温度的降低略比 304 L 钢高，这种由于碳含量减少带来的强度降低是所有其他不锈钢的共同特征（例如 304 L 对 304，316 L 对 316，310S 对 310）。试验还证明，在 321 钢中加入少量的 Ti，在 347 钢中加入少量的 Nb + Ta，在温度 70 K 和 300 K 之间对这些合金的力学性能没有影响。表 2.2-46 给出了常用的奥氏体不锈钢的低温拉伸性能。

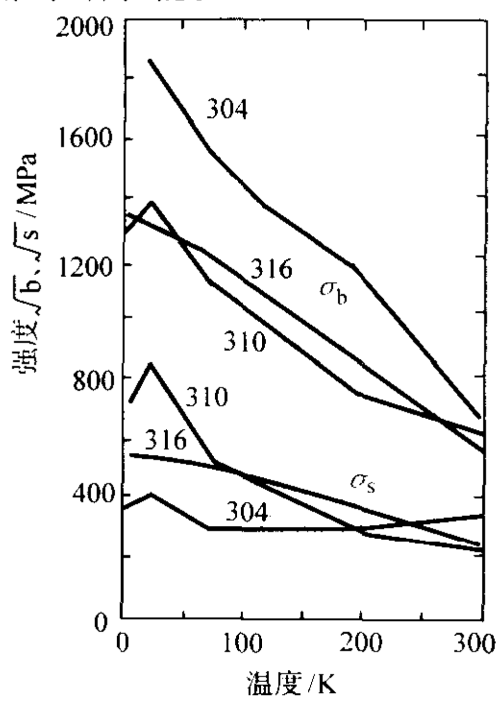


图 2.2-89　三种奥氏体不锈钢的拉伸强度和屈服强度

304—0C18Ni9；310—Cr25Ni20；316—Cr18Ni12Mo2Ti

表 2.2-46　奥氏体不锈钢典型低温拉伸性能

温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%	缺口强度/MPa
301 冷轧					
27	1 160	1 515	15	35	—
− 78	1 850	1 520	17	35	—
− 196	2 250	1 870	19	34	—
− 253	2 430	2 160	3	16	—
304 薄板，退火态，纵向					
24	660	295	75	—	715
− 196	1 625	380	42	—	1 450
− 253	1 806	425	31	—	1 160
− 269	1 700	570	30	—	1 230
304 棒，退火态，纵向					
24	640	235	76	82	710
− 78	1 150	300	50	76	—
− 196	1 520	280	45	66	1 060
− 253	1 860	420	27	54	1 120
− 269	1 720	400	30	55	—
304 冷轧，纵向					
24	1 320	1 190	3	—	1 460
− 78	1 470	1 300	10	—	1 590
− 196	1 900	1 430	29	—	1 910
− 253	2 010	1 560	2	—	2 160
304L 薄板，退火态，纵向					
24	660	295	56	—	730
− 78	980	250	43	—	1 030
− 196	1 460	275	37	—	1 420
− 253	1 750	305	33	—	1 290
− 269	1 590	405	29	—	1 460
304L 冷轧，断面缩减 70%，纵向					
24	1 320	1 080	3	—	—

续表 2.2-46

温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%	缺口强度/MPa
304L 冷轧，断面缩减70%，纵向					
-196	1 770	1 530	14	—	—
-253	1 990	1 770	2	—	—
310S 锻造，横向					
24	585	260	54	71	800
-196	1 100	605	72	52	1 350
-269	1 300	815	64	45	1 600
316 薄板，退火态，纵向					
24	595	175	60	—	—
-253	1 580	665	55	—	—
321 棒，退火态，纵向					
24	675	430	55	79	—
-78	1 060	385	46	73	—
-196	1 540	450	38	60	—
-253	1 860	405	35	44	—
347 棒，退火态					
24	670	340	57	76	—
-78	995	475	51	71	—
-196	1470	430	43	60	—
-253	1 850	525	38	45	—
A286 棒，时效强化，纵向					
24	1080	760	28	48	1 250
-78	1 170	780	32	48	—
-196	1 410	860	40	48	—
-253	1 610	1 030	41	46	—
-267	1 620	1 030	34	46	1 490
Kromarc 薄板，退火态，					
纵向 24	695	285	62	—	—
-78	825	395	59	—	—
-196	1 280	695	82	—	—
-253	1 450	880	56	—	—

图 2.2-90 示出奥氏体不锈钢典型的应力－应变曲线，所有高于 4 K 的曲线都是正常的，但 4 K 下的拉伸曲线出现了锯齿状。通常用“自加热”术语来予以解释，因为在 4 K 下不锈钢的热导率很低，在变形过程中产生的热量难以快速地消散（局部温度可高达 50 K），因而在试件被加热部分的强度降低。当试件被冷却到 4 K 之后，应力又升高，如此反复形成了锯齿状曲线。然而，上述解释并未被普遍接受，一些新的解释已经提出，如孪晶或局部形变原理等。

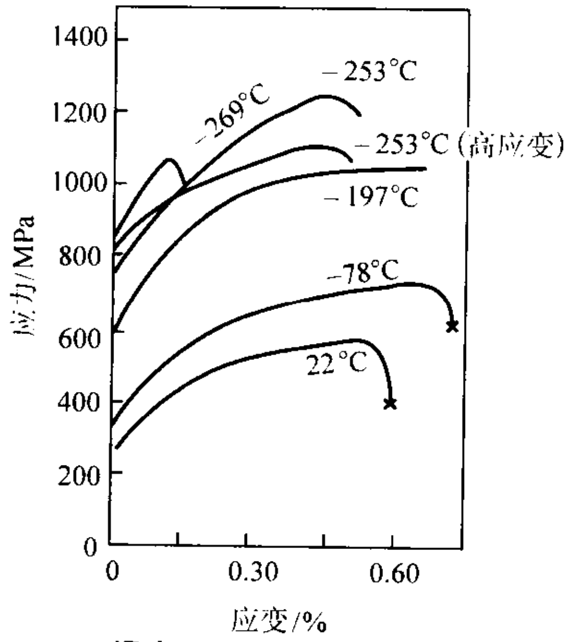


图 2.2-90　退火 304L 不锈钢的典型应力－应变曲线

奥氏体不锈钢在低温下具有良好的塑性和极好的韧性。图 2.2-91 为几种奥氏体钢的相对伸长率的温度关系曲线。由图可见，相对伸长率随着温度的下降而降低，但即使在液氦温区，其伸长率处于 30%（304 钢）~55%（316 钢）之间。Charpy V 形缺口冲击韧度确实也随温度而降低，但在所有情况下，其值仍高于标准规范的要求值 20 J。Charpy 韧度对温度的曲线指出，对于 fcc 合金不会发生韧性到脆性的转变。采用缺口拉伸试件的低应变率试验表明，在 4 K 温度下不发生缺口敏感性。全温标的不锈钢断裂韧度的数据比较缺乏。最近，J 积分法已用来测定 310 和 316 钢以及 316 LN 钢在 300~4 K 下的断裂韧度，其结果如图 2.2-92 所示。

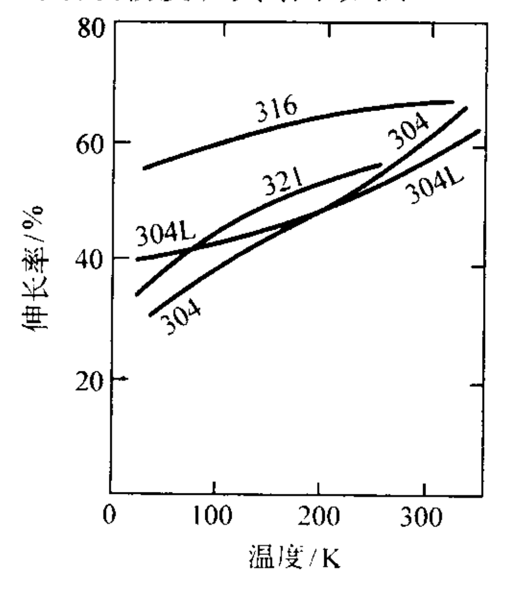


图 2.2-91　退火不锈钢的伸长率与温度的关系

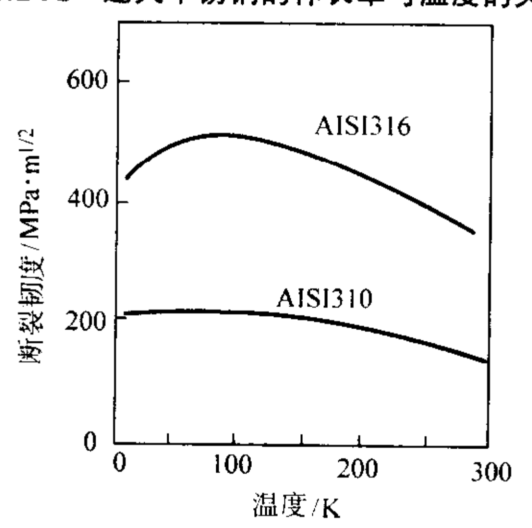


图 2.2-92　两种奥氏体不锈钢在低温下的断裂韧度

由图可见，低温下的韧性大于室温值。可以预计，在给定的温度下，断裂韧度随着其屈服应力的增大而下降，但韧度对屈服强度的比值［K_{IC}（J）/σ_s］是足够高的，保证了在断裂之前有充分的塑性变形。表 2.2-47 示出了典型的奥氏体不锈钢的断裂韧度值。

表 2.2-47　典型不锈钢的断裂韧度（紧凑试件）

合金及状态	形式	室温屈服强度/MPa	试样取向	断裂韧性 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$		
				24℃	-196℃	-269℃
310S 退火态	板	261	T-L	—	—	262
A-286 固溶，时效	棒	608	T-S	125	—	118
	板	822	L-T	161	—	180
Kromarc58 固溶，淬火	板	371	T-L	—	—	216

图 2.2-93 示出了奥氏体不锈钢疲劳应力与温度的关系。图 2.2-94 为 304L 钢在 295 K、76 K 和 4 K 下的应变和循环疲劳的试验结果。试验指出，310 钢和 316 钢的疲劳阻力比 304L 钢大，特别在低循环数（< 10^4 次）下更是如此。对于每种合金，低温下的疲劳阻力大于室温值（除循环数小于 10^3 次之外）。而且，在高应变区，由于塑性组分占据优势，其疲劳寿命随着温度的下降而降低，亦即其延性随着温度的下降而减少。反之，在低应变区，弹性组分占据优势，这时疲劳特性主要取决于极限拉伸应力，即随着温度的增高而降低。图 2.2-94 为 304L 钢疲劳裂纹扩展的待征曲线，可见在

76 K 和 4 K 下的扩展速率基本上一样，对其他各种合金（304，310S，316 等）也观察到类似的现象。同样，室温下的裂纹扩展速率大于 76 K 相 4 K 的值。若干不锈钢的疲劳裂纹扩展速率和疲劳寿命分别示于表 2.2-48 及表 2.2-49。

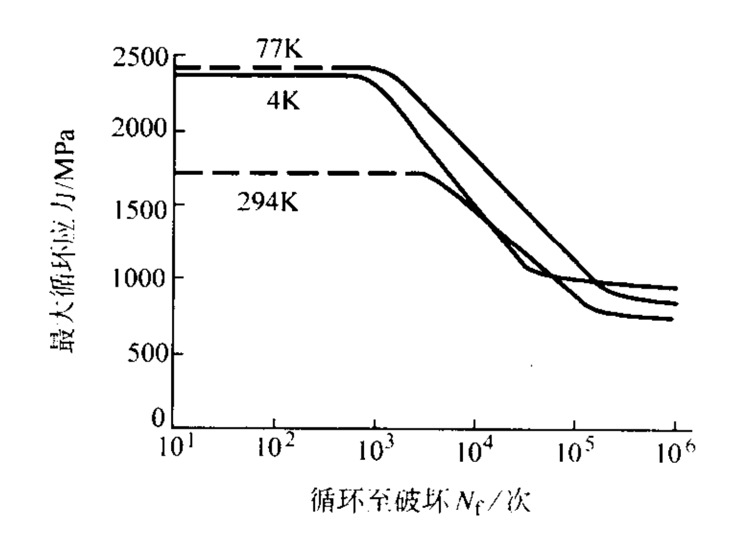


图 2.2-93　301 不锈钢的疲劳寿命与温度的关系

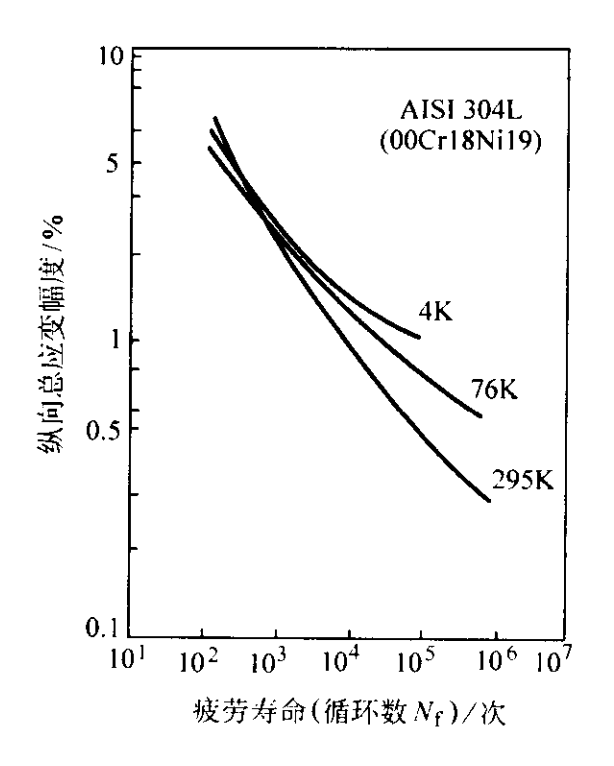


图 2.2-94　304L 不锈钢的应变-循环疲劳曲线

表 2.2-48　奥氏体不锈钢的疲劳裂纹扩展速率

合金和状态	位向	频率 /Hz	应力比 R	试验温度 /℃	c（da/dN）/mm·周$^{-1}$	n	ΔK_{IC} /MPa·mm$^{1/2}$
304 退火，板	T－L	20～28	0.1	24～－269	2.7×10^{-9}	3.0	22～80
304L 退火，板	T－L	20～28	0.1	24 －296，－269	2.0×10^{-10} 3.4×10^{-11}	4.0 4.0	22～54 26～80
316 退火，板	T－L	20～28	0.1	24～－269	2.1×10^{-10}	3.8	19～16
A256 锻件，固溶，时效	T－S	20～28	0.1	24 －196，－269	2.5×10^{-9} 2.0×10^{-12}	3.0 4.0	25～90 32～90
Kromarc58 退火，板	—	10	0.1	24 －196，－269	2.3×10^{-10} 2.0×10^{-9}	3.9 3.0	31～44 27～77

表 2.2-49　典型奥氏体不锈钢的疲劳寿命

合金和状态	应力形式	应力比 R	循环频率 /Hz	应力集中系数	10^6 循环时的疲劳强度/MPa		
					24℃	－196℃	－253℃
301 板，极硬状态	弯曲	－1.0	29.86	1 3.1	496 172	793 303	669 —
304L 棒，退火态	轴向	－1.0	—	1 3.1	269 193	483 207	552 228
310 板，退火态	弯曲	－1.0	—	1	186	455	597
310 棒，退火态	轴向	－1.0	—	1	255	469	607
321 薄板，退火态	轴向	－1.0	—	1 3.5	221 124	303 154	372 181
347 薄板，退火态	弯曲	－1.0	30～40	1	221	421	386
A286 薄板，固溶，时效	弯曲	－1.0	30～40	1	427	579	586

（2）氮增强级不锈钢

奥氏体不锈钢的美中不足之处是镍含量高，因而价格较贵；它的强度欠高，特别是在退火状态下的室温屈服强度较低，其值比应用广泛的（Ni 质量分数＝9%）镍钢要低得多。对于低温工程而言，可认为室温是最高使用温度，设计应力应以室温下的屈服强度和抗拉强度为标准，因而对于高于液氧温度（90 K）的液化气体贮罐，大多使用 9Ni 钢。因此，如何提高奥氏体不锈钢在低温下的强度，使之成为具有更完善性能的低温结构材料，以扩大其应用范围，具有十分重要的意义。为了解决强度问题，一方面可应用加工变形后的稳定性较低的不锈钢（如 1Cr17Ni7，0Cr18Ni9，1Cr18Ni9 等）；另一方面则研制高强度的低温不锈钢。采用固溶强化和沉淀强化可提高奥氏体不锈钢的强度。固溶强化主要是添加氮元素，会使不锈钢的屈服强度，特别是低温下的屈服强度大为提高。例如，含有质量分数为 0.10%～0.16% N 的 304N 不锈钢在 77 K 的屈服强度大约是 304 不锈钢的 3 倍，而它们的极限强度大约相同。而且 304N 钢的伸长率在低于 220 K 时得到改善。这是对力学性能的重大改善。氮的添加有两个不

同的作用，其一是有利于固溶硬化，它对低温强度特别有效，其二是增强了晶粒边界的硬化效应，使钢的强度增大。

另一种不锈钢是 Cr-Ni-Mn-N 合金，即在 300 系列钢中加入 Mn 和 N。其中锰元素能增加奥氏体的稳定性，可以取代部分镍元素的作用。锰的存在还会增加氮在奥氏体中的溶解度，例如能使氮的质量分数增大到 0.4%。表 2.2-50 给出了氮增强的 Cr-Ni-Mn 不锈钢的力学性能。

表 2.2-50　氮增强 Cr-Ni-Mn 不锈钢的拉伸性质

合　金	温度/K	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%
18Cr-5Ni-9Mn N = 0.08	300 76 20	324 594 772	703 1 520 1 160	74 33 12	
21Cr-6Ni-9Mn N = 0.28	295 76 4	353 899 1 240	701 1 470 1 630	61 43 16	78 37 40
18Cr-5Ni-15Mn	295 77	432 955	805 1 644	59 33	69 54
21Cr-12Ni5-Mn	295 76 4	426 916 1 330	766 1 510 1 850	45 76 16	69 62 38
18Cr-3Ni-13Mn N = 0.37	295 76 4	440 1 140 1 540	796 1 520 1 810	56 18 4	53 24 26

图 2.2-95 给出了 19Cr-9Ni 钢（美国牌号 304 型，质量分数为：Cr15% ~ 20%，Ni8% ~ 12%，C 小于 0.08%）几种不同牌号钢种的屈服强度与温度的关系。由图可见，加工硬化和添加氮能使不锈钢的屈服强度提高。图中表示的 304N 不锈钢添加了 0.12%（质量分数）的氮，使低温下的屈服强度大为增加。氮增强不锈钢在室温下具有极好的韧性。然而，当温度降低时，其韧性会大大下降（见图 2.2-96），在 4 K 下，韧性的损失正比于屈服强度的增加（见图 2.2-97）。

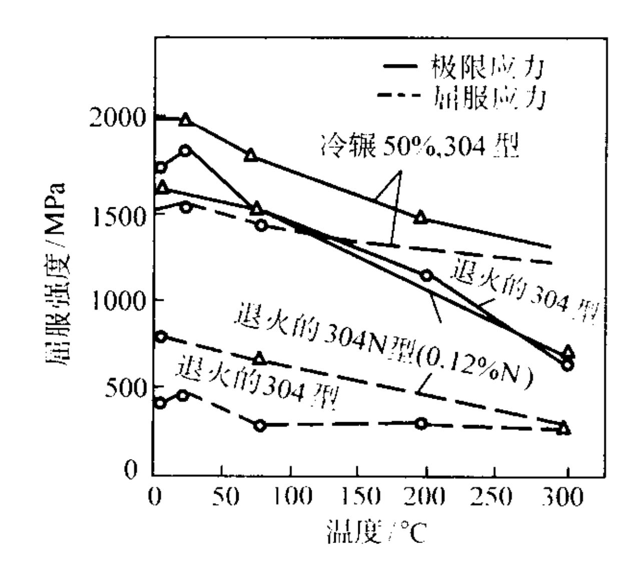


图 2.2-95　氮增强冷拉 304 不锈钢的屈服强度

沉淀强化是通过适当合金化，使钢的 M_S 点略低于室温，因而室温下为奥氏体组织，然后通过适当的热处理，使奥氏体尽可能转变为马氏体，在低碳马氏体的基础上，再经过时效处理，沉淀出碳化物、氮化物或金属间化合物来达到强化，以获得最高的强度，同时又有较好的低温韧性、优良的焊接性能和冷变形性能。合金元素除铬、镍外，主要加入铝、钛、钒、钼等时效强化元素，经时效处理后，可从低碳

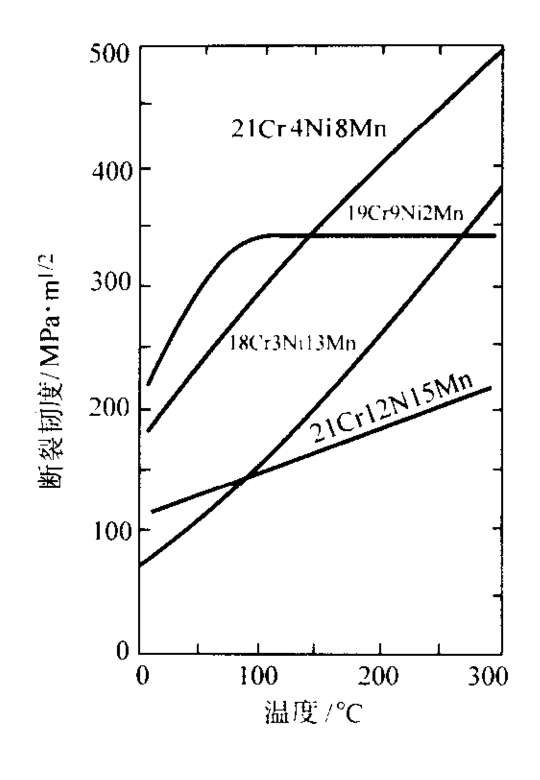


图 2.2-96　五种氮增强不锈钢的断裂韧度

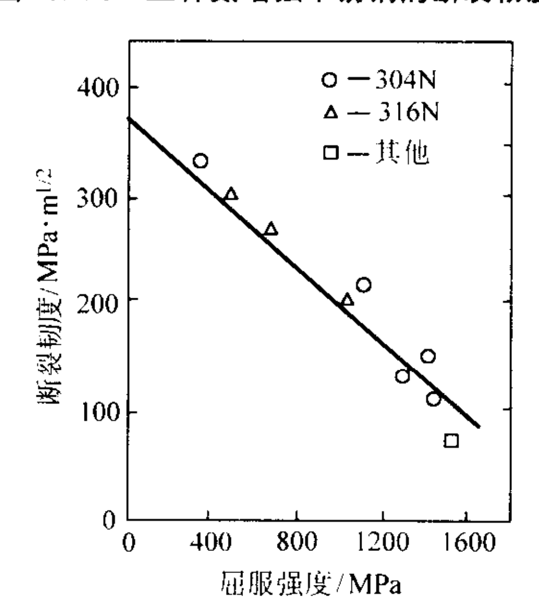


图 2.2-97　4 K 下奥氏体不锈钢的断裂韧性与屈服强度的关系

马氏体中沉淀出 Ni_3Al、Ni_3Ti 和 Ni_3Mo 等金属间化合物，从而达到强化。强化元素都是铁素体形成元素，为了在室温下获得单相奥氏体，必须有适量的镍、锰等奥氏体形成元素与之平衡，这便在 18-8 型奥氏体不锈钢的基础上发展了奥氏体-马氏体型沉淀硬化不锈钢。表 2.2-47 中列出的 A-286 合金为典型的以固溶处理和时效强化的高强度不锈钢，在低温下它具有高的强度，又有好的塑性和缺口韧性。

（3）高强冷轧板

强烈的冷轧或冷拉能显著提高奥氏体不锈钢的屈服强度和抗拉强度。由于奥氏体不锈钢的屈服强度比铁素体低，屈强比小，因此可在很宽的范围内进行冷变形，其冷作效果显著。多数奥氏体不锈钢可在冷作条件下制成板、带、棒。但对于截面尺寸较大的厚板或形状复杂的冲压件，通常由于变形不均匀而不能冷作。用冷作增加不锈钢的强度，是通过形变硬化成为介稳定的合金，或通过形变导致马氏体的转变而实现的。因此，奥氏体稳定性较低的不锈钢通过冷变形提高强度更为显著，虽然因马氏体相变会降低它的低温韧性，但影响程度不大，且冷变形钢的塑性和缺口韧性对低温应用常常是足够的。

在退火的不锈钢的拉伸性能中，形变硬化和马氏体转变两种效应都存在。由于形变硬化使极限强度比屈服强度大得多，而且对于试验中产生马氏体转变的 304、321 和 347 钢，屈服强度和极限强度间差别最大。但现在要求的强化是要增大屈服强度，这是由冷作加工而不是由拉伸试验而实现的。

冷轧使屈服强度大为提高，但对强度极限的增加有些损失，且使塑性有较大的降低。图 2.2-98 给出冷作对 310 钢的

屈服强度和伸长率的影响。由图可见，在 20 K 时，当冷作从 0 增加到 92%时，屈服强度增加到 2.4 倍，极限强度增加到 1.6 倍。20 K 下的塑性随冷作百分比呈线性下降，但在冷作 60%时（极充分的冷作条件）仍维持在 18%。反之，室温下的塑性比所有的冷作度都低得多，在冷作 60%时其值仅为 3%。低温下塑性的增加是奥氏体不锈钢的特性，成形加工一直利用这一特点，叫做低温成形（Cryforming）。

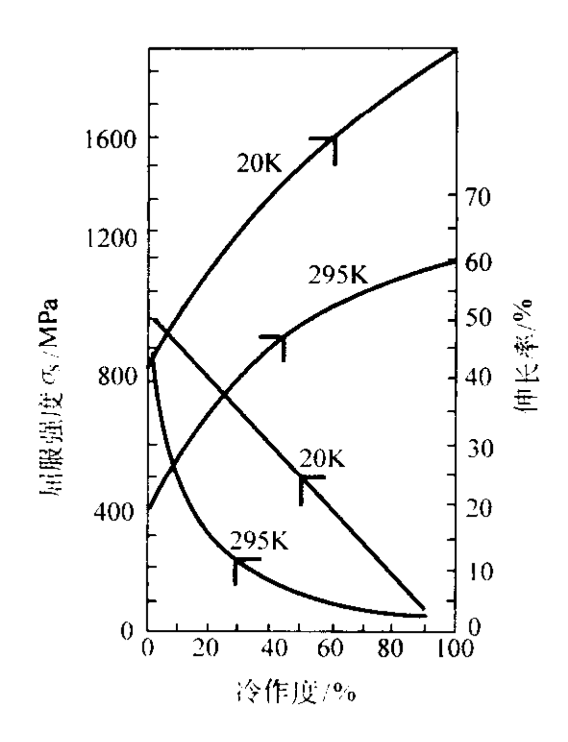


图 2.2-98 310 不锈钢的屈服强度和伸长率与冷作度的关系

表 2.2-51 列出了典型的奥氏体不锈钢冷加工变形后的低温力学性能。由表可见，17Cr-7Ni 钢（301）和其他钢种相比，显示出高强度，而评价低温缺口敏感性的缺口强度/光滑强度的比值，在液氮甚至液氢温度与室温时相比虽有降低，但降低程度不大。具有稳定奥氏体的 25Cr-20Ni（310）钢，冷变形后强度的提高不如 301 钢显著，但低温韧性几乎不下降。

表 2.2-51 典型奥氏体不锈钢经冷加工变形后的低温力学性能

钢种	冷变形度/%	试验温度/℃	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	缺口强度/光滑强度
301	60	25	1 400	1 570	11	1.07
		-73	1 660	1 770	15	0.98
		-196	1 780	2 260	20	0.92
		-252.8	2 160	2 340	3.5	0.90
301N	60	25	1 400	1 560	12	1.08
		-196	1 710	2 380	18	0.84
		-252.8	2 880	2340	12	0.79
302	60	25	1 245	1 435	3.0	1.08
		-196	1 595	2 150	29	0.92
		-252.8	1 740	2 660	20	0.95
304	50	25	1 105	1 230	6.0	1.09
		-73	1 300	1 385	5.0	1.09
		-196	1 310	1 760	3.3	1.04
		-252.8	1 615	1 950	1.0	1.09
310	75	25	1 100	1 265	2.0	1.07
		-73	1 330	1 430	3.0	1.08
		-196	1 560	1 760	10	1.11
		-252.8	1 825	2 030	5.0	1.12

（4）无镍不锈钢

无镍不锈钢的研制正在进行中，已制成的一种 13Cr-19Mn 合金（w（N）=0.16%），在 76 K 下的韧性良好，在 4 K的韧性也尚好。我国为寻找 18-8 型钢的代用材料进行了大量的试验研究工作，已经研制成的 20Mn23Al 钢等奥氏体钢，推荐使用温度为 -196℃。另一种 15Mn26Al 钢是一种奥氏体高合金钢，它在低温下的塑性和韧性良好，组织稳定，推荐使用温度为 -196～253℃，是代替镍铬不锈钢的一种新型低温材料，也叫无镍不锈钢。这两种低温用钢的化学成分及力学性能见表 2.2-52。

表 2.2-52 无镍低温钢性能表

牌号	化学成分（质量分数）/%	状态	取向	温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%	冲击韧度/J·cm^{-2}	
									U形	V形
20Mn23Al	C=0.15～0.25 Mn=21～26 Al=0.7～1.2	热轧 1 150℃，固溶，板厚 16 mm	—	室温	711	402	50.0	61.0	164	88
				-196	1 294	559	56.0	55.0	107	51.9
				-253	—	—	—	—	123.5	51.9
			—	室温	637	255	66.0	68.0	205	122.5
				-196	1 010	475	34.5	30.0	172	89.2
				-253	—	—	—	—	185	96.1
15Mn26Al4	C=0.15～0.19 Mn=24.5～27 Al=4.0～4.7	热轧	纵向	室温	582	319	44.7	75.7	376	—
				-196	1 036	630	65.6	67.3	271	—
				-253	1 158	850	37.7	70.8	—	—
			横向	室温	572	310	53.3	74.0	367	—
				-196	1 054	612	67.7	65.7	262	—
				-253	902	817	29.6	70.1	275	—
		加热 1 050℃ 40 min，空冷，板厚 14 mm		室温	533	262	50.0	76.8	347	331
				-196	891	627	48.3	70.3	290	241
				-253	862	795	33.5	67.9	310	237

6.2.4 镍合金钢

为了降低钢的冷脆温度，减小脆性，在减小钢中含碳量的同时，应增加钢中 Mn、Ni 含量。镍为非碳化物形成元素，它和碳作用不形成碳化物，但与铁形成 α 和 γ 固溶体，镍含量的增加，使奥氏体的稳定性增大，因此镍是形成和稳定奥氏体的元素。

镍对钢的室温和低温力学性能的影响：通常对于热轧正火或退火状态下使用的低碳钢，当加入一定量的镍后，在提高室温强度的同时并不显著降低其韧性，还可提高疲劳抗力和减小钢对缺口的敏感性。镍是提高钢的低温韧性、降低脆

性转变温度最有效的元素。在镍钢中，由韧性向脆性的迁移是在很宽的温度范围内慢慢进行的，且随着镍含量的增加，低温韧性提高，脆性转变温度移向更低的温度。

图2.2-99为镍含量对正火低碳钢的低温韧性和脆性转变温度的影响。由图可见，当镍的质量分数为8.5%时，缺口冲击韧性随温度降低变化很小。而在Ni质量分数=13%时，直到-183℃几乎没有变化。这主要是由于镍是有效的稳定奥氏体的元素。当镍的质量分数达13%时，已为面心立方的奥氏体组织，所以看不到从韧性到脆性的转变。镍对低温下强度和塑性的影响与室温相似，在提高强度的同时塑性降低不甚明显。正因为镍对钢的低温力学性能有上述良好的作用，所以镍是低温用钢中不可缺少的元素。

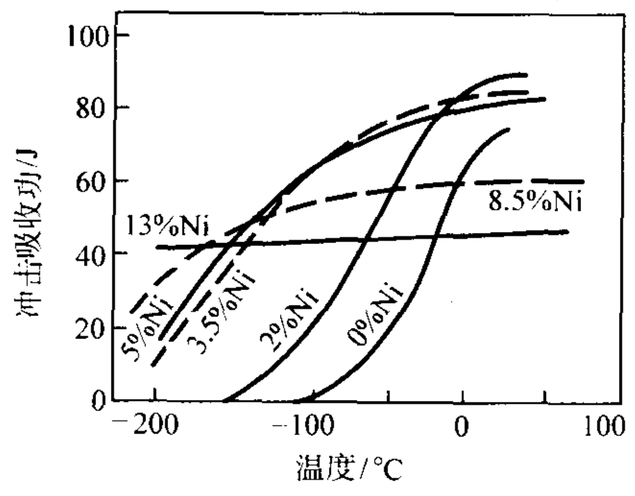


图2.2-99　镍含量对低碳钢低温韧性的影响

镍还能提高钢对大气、海水以及酸、碱等介质的腐蚀抗力；镍对钢的线膨胀系数、热导率、导电性和磁性也有强烈的影响。高镍合金有低的线膨胀系数，热导率显著降低，电阻温度系数增大，由铁磁性变为顺磁性。镍的这种作用，是某些低温特殊场合应用的有特殊物理性能的镍基合金进行合金化的主要依据。在低碳钢中加镍不影响钢的加工成形和焊接等工艺性能。

（1）镍合金钢的组织及性能

已如上述，镍是提高钢的韧性的最有效的元素，低碳钢中加入的镍含量越大，其脆性转变温度也越低，低温下的伸长率会增大，如图2.2-100所示。因此，镍钢是Fe-Ni合金，它含有相当低的碳（w（C）<0.13%），少量的锰（w（Mn）<1.5%），有时还有钼和铬。镍钢主要是bcc结构，因而当温度降低时会有塑性到脆性的转变，转变温度随着镍含量的增高而下降。经过热处理之后，可能会得到进一步的降低。这是因为将镍（面心立方）加入铁（体心立方）中，增加了奥氏体稳定性，即在低温下仍能保持奥氏体。当纯铁中Ni质量分数大于7%时，奥氏体相和铁素体相都处于稳定态，低温下奥氏体的存在对材料的塑性有所贡献，有效地降低冷脆转变温度。当钢中的镍的质量分数达到8.5%时，冷脆点降为-196℃。当镍的质量分数等于13%时，直到-200℃仍未出现转变温度而保持较高的冲击韧度。因而镍合金钢非常适合于低温工作条件。

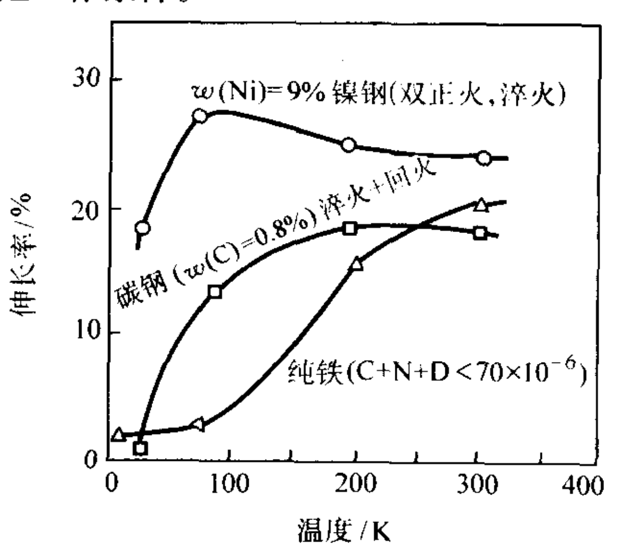


图2.2-100　镍含量对钢低温性能的影响

表2.2-53列出了低温常用镍钢的化学成分及推荐的最低使用温度。这些镍钢通常以板材供应，但也可制成锻件、型钢、棒材和管件。表2.2-54为镍合金钢的物理性能。镍合金钢的低温力学性能列于表2.2-55和表2.2-56。

表2.2-53　镍钢的化学组成

合　金	最低使用温度/K	组　成（质量分数）/%					
		C≤	Mn	P≤	S≤	Si	Ni
3.5Ni（D级）	173	0.17	≤0.7	0.035	0.040	0.15~0.30	3.25~3.75
3.5Ni（E级）	173	0.20	≤0.7	0.035	0.040	0.15~0.30	3.25~3.75
5Ni	102	0.30~0.60	0.025	0.025	0.030	0.20~0.35	4.75~5.25
5.5Ni	77	0.13	0.90~1.50	0.030	0.030	0.15~0.30	5.0~6.0
8Ni	102	0.13	≤0.90	0.035	0.040	0.15~0.30	7.5~8.5
9Ni	77	0.13	≤0.90	0.035	0.040	0.15~0.30	8.5~9.5

表2.2-54　镍合金钢的物理性质

合金	温度/K	密度/g·cm⁻³	弹性模量/GPa	切变模量/GPa	泊松比	热导率/W·（m·K）⁻¹	热膨胀/%	比热容/J·（kg·K）⁻¹
3.5Ni	295	7.86	204	39.1	0.282	35	11.9	450
	172		210	81.9	0.281	29	10.2	350
5Ni	295	7.82	198	77.0	0.283	32	11.9	450
	111		208	81.2	0.277	20	9.4	250
	76		209	81.6	0.277	16	8.8	150
9Ni	295	7.85	195	73.8	0.286	28	11.9	450
	111		204	77.5	0.281	18	9.4	250
	76		205	77.9	0.280	13	8.8	150

表 2.2-55　典型镍钢的拉伸性能

温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%	缺口抗拉强度/MPa
5Ni 钢，板，纵向，淬火，回火，回复退火					
24	715	530	32	72	—
-168	930	570	28	68	—
-196	1 130	765	30	62	—
9Ni 钢，板，纵向，二次正火和回火					
24	780	680	28	70	45
-151	1 030	850	17	61	—
-196	1 190	950	25	58	—
-253	1 430	1 320	18	43	1 310
-269	1 590	1 430	21	59	—
9Ni 钢，板，纵向，淬火和回火					
24	770	695	27	69	—
-151	995	885	18	42	—
-196	1 150	960	27	38	—

表 2.2-56　5Ni 和 9Ni 钢板紧凑拉伸试样在 T-L 向断裂韧性

合金和状态	室温屈服强度/MPa	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$		
		-162℃	-196℃	-269℃
5Ni 钢，淬火+回火，回复退火	534	196	87.1	58.4
9Ni 钢，淬火+回火	689	—	184	—

Ni 质量分数 = 5%～9%钢在 76～300 K 范围内的屈服强度和极限强度的比较如图 2.2-101 所示。镍合金钢的屈服强度和极限强度的温度关系与其他所有合金相类似。

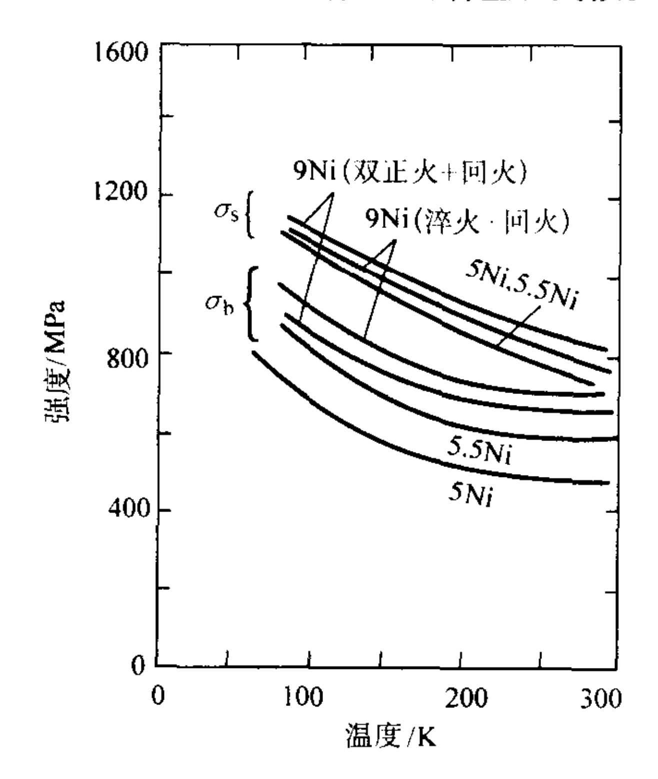


图 2.2-101　镍钢的屈服强度和抗拉强度与温度的关系

3.5Ni 钢在 172 K 时要求的韧吸收功为 20.4 J，预计在 20.4 J 下的转变温度为 161 K。试验指出，3.5Ni 钢在 172 K 下的断裂韧度在低加载速率下极好，但在动负荷冲击下会显示脆性。

图 2.2-102 给出镍合金钢在 4～300 K 下的断裂韧度，由表 2.2-56 可见 5Ni、9Ni 钢在温度降到它们的最低工作温度时仍具有满意的韧性。但从低温下 3.5Ni、5Ni 和 9Ni 钢的断裂韧度值（见图 2.2-102）得出，这些钢确实都具有塑性到脆性的转变。当温度低于它们的最低工作温度时，韧性很快随着温度的降低而减小。ASME 规范要求 5～9Ni 钢的韧性大约为 Charpy 缺口试验值的 35 J，试验指出，5.5Ni 和 9Ni 钢在 77～300 K 范围内的冲击韧度值相近。对 5Ni、5.5Ni 和 9Ni 钢的动载断裂韧性的试验表明，除 5Ni 钢之外，加载速度对韧性没有影响，而 5Ni 钢的动载韧性几乎是静载韧性的 2 倍。

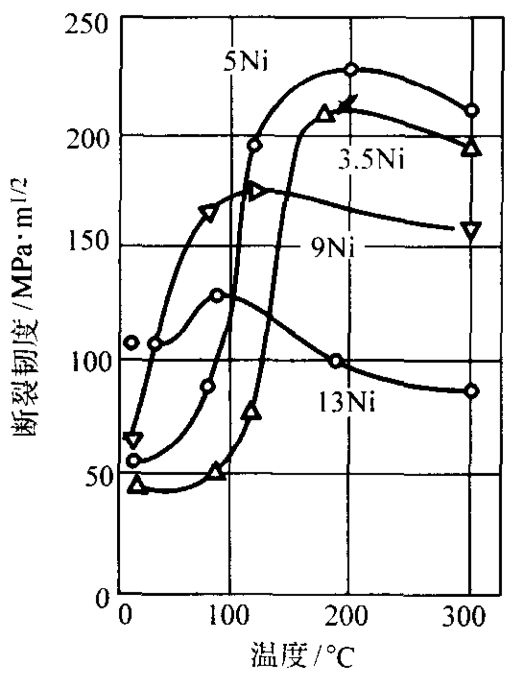


图 2.2-102　镍钢的断裂韧性与温度的关系

2.5Ni 钢最低使用温度为 -60℃，常用于 -43℃液态丙烷设备上。3.5Ni 钢用作 169 K 乙烯容器以及其他温度较高的液化气体，如乙烷、乙炔、二氧化碳和丙烷等的贮罐及管道构件，以取代 2.5Ni 钢，因为它的脆性转变温度比 2.5Ni 钢更低，价格稍高，但附加的安全系数得到了补偿，而且 3.5Ni 钢容易用同样成分的焊条进行焊接，不需进行焊后热处理，故许多设计者宁愿选用 3.5Ni 钢用于较高的温度场合。

9Ni 钢在 -196℃具有优异的韧性，随着镍含量增加到 9%，不仅低温缺口韧性显著提高，韧-脆转变温度急剧降低，而且强度也显著提高。由于 9Ni 钢在 -196℃有优异的韧性，生产和制造工艺良好，特别有好的焊接性能，与具有优良低温性能的不锈钢相比，合金量少，价格便宜，因而成为 -196℃级低温设备和容器的最重要结构材料，例如广泛用于液氮和液化天然气贮罐。在液氢和液氦温度下使用的镍钢，镍的质量分数应大于 12%～13%，这些钢在室温下以平衡的奥氏体存在，低温韧性得到了显著改善。

用镍合金制成的设备必须进行消除应力的热处理，例如，9Ni 钢的焊后热处理温度取决于工件厚度，一般在 550℃和 585℃下保温 2 h 或更长。有关热处理对改善镍合金钢的重要作用，读者可参阅有关文献。

（2）INVAR 钢

INVAR 钢，也有译为因瓦合金或殷钢，它是铁基高镍的铁磁性合金，通常质量分数为 32%～36%的 Ni。由于镍为扩大奥氏体的元素，故高镍使奥氏体转为马氏体的相变温度降至室温以下 -100～-120℃，因而经退火后，INVAR 钢在室温下以及室温以下一定温度范围内均为具有面心立方晶格结构的奥氏体组织。

高镍对铁镍合金的线胀系数有显著的影响，试验表明，镍含量在一定范围内的增减会引起铁镍合金线胀系数的急剧变化，图 2.2-103 为镍对铁镍合金在室温时的线胀系数的影响。由图可见，含有质量分数为 35%～36%Ni 的铁镍合金具有最低的线胀系数，因此 INVAR 钢又称为低膨胀合金。例如质量分数为 36%Ni 的 INVAR 钢，线胀系数 $\alpha \leqslant 1.8 \times 10^{-8}K^{-1}$。而且这种成分合金在居里点（约 230℃）附近线

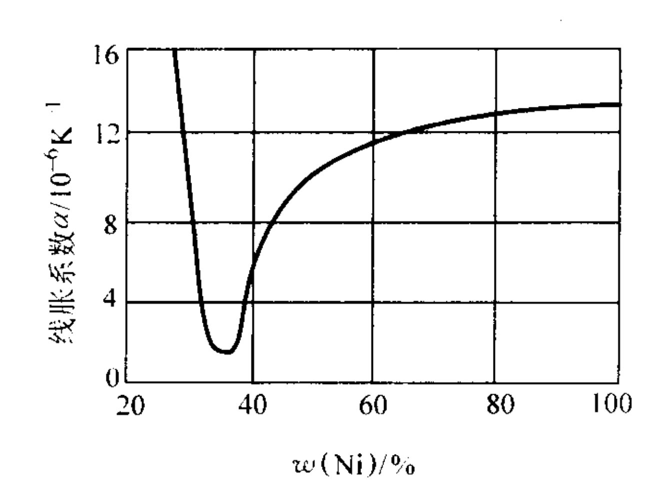


图 2.2-103 镍对镍铁合金在20℃时的线胀系数的影响

胀系数显著减少，出现所谓反常热膨胀现象（负反常），从而可获得低到接近零值甚至负值的线胀系数。

INVAR钢的低温（尤其在-120℃以下）强度较差，但可以通过冷变形来提高其强度，在强度提高的同时仍具有良好的塑性。随着温度的降低，强度不断提高，而且其塑性几乎没有变化。表2.2-57示出典型INVAR钢的低温力学性能。

总之，由于INVAR钢在整个低温范围内有稳定的奥氏体组织，因而具有优良的塑韧性与中等的强度，同时在室温至-273℃还有最小的线胀系数（其值仅为不锈钢的1/6~1/10)，所以它在低温下主要用于收缩应力必须保持最小的输送管道、大型超导电机中的精密结构零件以及LNG船槽壳体，其中以Ni质量分数=36%的INVAR钢应用较为普遍。

表 2.2-57 INVAR36钢的低温力学性能

温度/℃	拉伸强度/MPa	抗屈强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%
24	650	625	21	62
-78	785	725	29	60
-196	1 080	915	27	61
-253	1 190	1 120	23	58
-269	1 230	1 110	20	52

7 铸钢的熔炼

7.1 电弧炉炼钢

7.1.1 概述

(1) 炼钢的重要性、目的和要求

炼钢是铸钢件生产中的一个重要环节。铸钢件的质量与钢液有密切的联系。一方面，钢液的化学成分决定了钢的力学性能；另一方面，钢液中杂质含量、气体含量等决定了气孔、热裂等铸造缺陷。因此，要保证铸件质量就必须要炼出优质钢液。

炼钢的目的和要求有四个方面：将炉料熔化成钢液，并达到一定的过热温度；控制钢液中的合金元素含量；降低钢液中的有害元素磷和硫，清除钢液中的非金属夹杂物和气体。炼钢的方法有多种，应用最广泛的是电弧炉炼钢；在一些生产中小企业中，多采用感应电炉炼钢；而在重型机器制造企业中，为了能一次炼出大量的钢液，也有采用转炉或平炉炼钢的。

(2) 电弧炉炼钢的特点和应用

电弧炉炼钢的第一个专利是由W. Siemens于1878年获得的。1899年由法国的工程师P.Heroult正式用于炼钢。电弧炉炼钢是利用电弧产生的高温来熔化料炉和提高钢液过热温度的。其基本特点是：炉气性质易于控制、炉渣化学活性高、热效率高。基于上述这些优点，电弧炉成为在铸钢生产中应用最普遍的炼钢炉。电弧炉炼钢当前的发展方向是采用大功率和大容量的电弧炉，不仅能提高生产能力，而且能降低炼钢的耗电量（kW·h/t钢）。目前我国在铸钢生产上使用的多数电弧炉的容量是在5~30 t之间。由于生产发展及节能的要求，我国已经设计制造了容量为50~100 t的电弧炉。国外已有容量达到300 t以上的大型电弧炉。此外，在电弧炉熔炼过程控制方面正由目前的半自动控制向全自动控制发展。目前我国电弧炉炼钢过程只有维持电弧稳定性的电极升降动作是自动控制的，而现代化的新型电弧炉则利用电子计算机对炼钢的全过程，包括电压的变换等进行自动控制，使电炉始终处在最优化的条件下工作，从而加速炼钢过程和节省电力。

7.1.2 三相电弧炉构造及工作原理

电弧炉炼钢通常采用三相电弧炉，其构造如图2.2-104所示。电弧炉主要由炉体、炉盖、装料机构、电极升降机构、倾炉机构、炉盖旋转机构、电气装置和水冷装置构成。

1) 炉体　炉体是用钢板制成外壳，内部用耐火材料砌筑而成。酸性电弧炉的炉体内部是用硅砖砌筑，硅砖的内面用水玻璃硅砂打结炉衬。碱性电弧炉的炉体内部是用黏土砖和镁砖砌筑，镁砖的内面用卤水镁砂打结炉衬。砌好的碱性电炉炉体的剖面见图2.2-105。

2) 炉盖　炉盖是由钢板炉盖圈（空心的，内部通水冷却)，内砌耐火砖构成。酸性炉一般用硅砖砌筑炉盖；碱性炉一般用高铝砖砌筑炉盖（见图2.2-106)。电弧炉炉盖也有采用耐火水泥结构或中空通水冷却的整体焊接钢板结构。

3) 装料机构　目前采用机械化装料机构，主要由桥式起重机及加料罐组成。它是将配好的全部炉料，预先用电磁桥式起重机装入开底式加料罐内。加料时，将炉盖升起并旋转，以露出炉膛，再用桥式起重机将加料罐吊到炉体上方，打开料罐底，将炉料卸在炉中。

4) 电极升降机构　炼钢过程中，为了使电极上下灵敏、频繁运动，以便随时调节通过电极的电流，达到稳定电弧的目的，往往采用自动控制电器系统，操纵液压阀，驱动使电极升降的液压缸，使电极作向上或向下运动。

5) 倾炉机构　炼钢过程中，为了除渣和出钢，需要倾动电炉。目前倾炉机构有两种驱动方式：机械驱动式和液压驱动式。图2.2-104中所示为液压驱动式倾炉机构，炉体的下面装有月牙板以支承炉体重力，月牙板可在支承轨道上滚动。而炉体的倾动是由液压缸驱动的。

6) 电气装置　三相电弧炉的主要电路示意如图2.2-107。高压供电线路的电压一般是10 000 V或35 000 V。高压线路的电流经过空气断路器、高压油开关、塞流线圈、电压切换开关而接在变压器的一次线圈上。经过降压以后，由变压器的二次线圈以低电压（200~400 V）供给电极。空气断路器是一个电源开关，它是经常闭合的，只有在修理电炉需要停电时，方才断开。高压油开关是在炼钢过程中接通或切断电源时使用的，它需要经常接通或切断，在炼一炉钢的过程中往往要开闭几次。电抗器（塞流线圈）是一个带有铁心的感应线圈，当电流通过时起阻抗和稳定电流的作用。在炼钢中熔化炉料时，当炉料崩塌碰到电极时，发生短路，容易烧毁变压器和其他电器，此时，电抗器产生反电动势，能限制电流过大，达到保护电器设备的作用。此外，电抗器还起稳定电弧的作用。但是，电抗器本身要消耗一定的电能，所

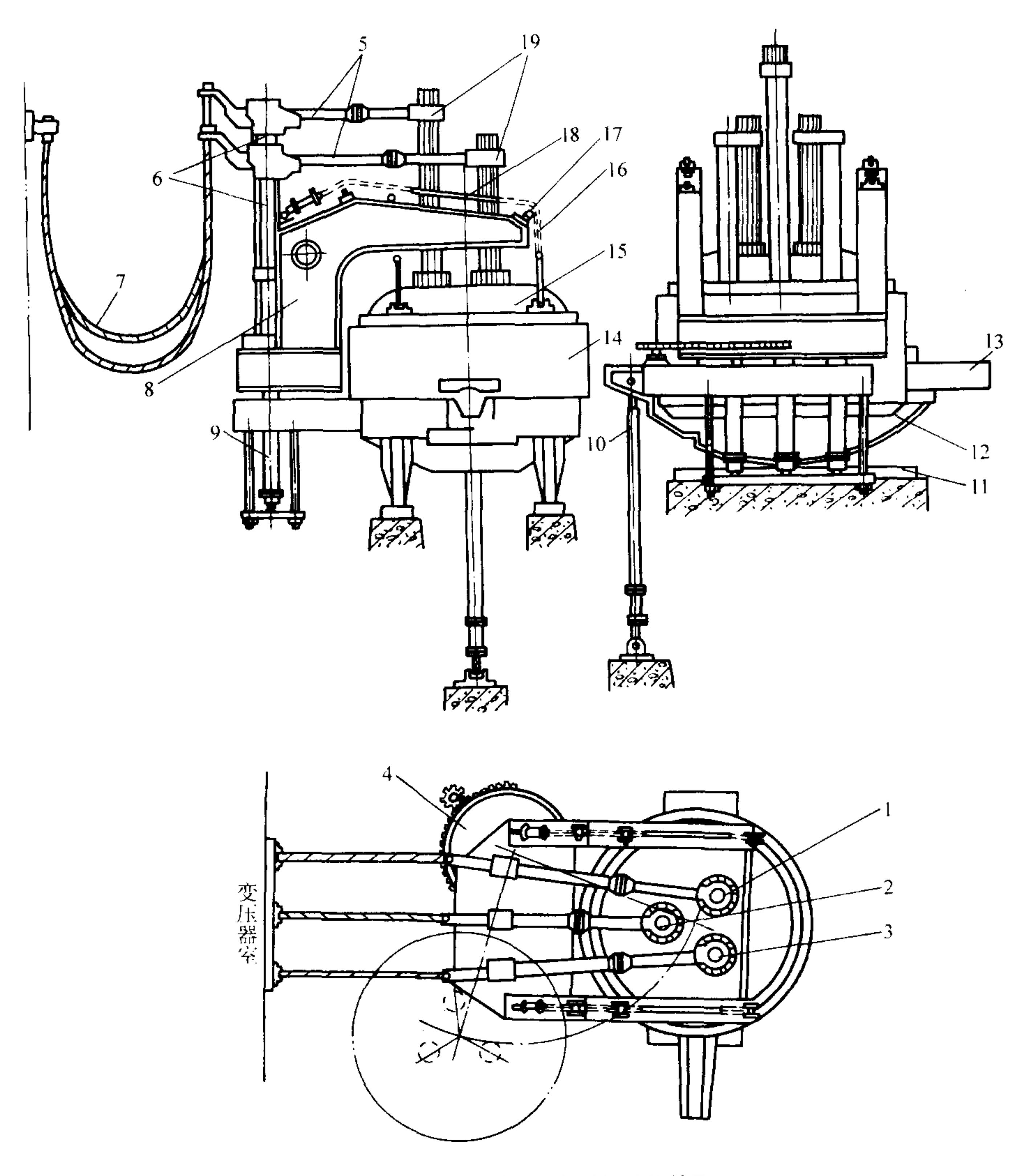


图 2.2-104　HX型三相电弧炉结构简图

1、2、3—1号电极、2号电极、3号电极；4—转动炉盖机构；5—电极支撑横臂；6—升降电极立柱；7—电极；8—提升炉盖支撑臂；9—升降电极液压缸；10—倾炉液压缸　11—支撑轨道　12—月牙板；13—出钢槽；14—炉体；15—炉盖；16—提升炉盖链条；17—滑轮；18—拉杆；19—电极夹持器

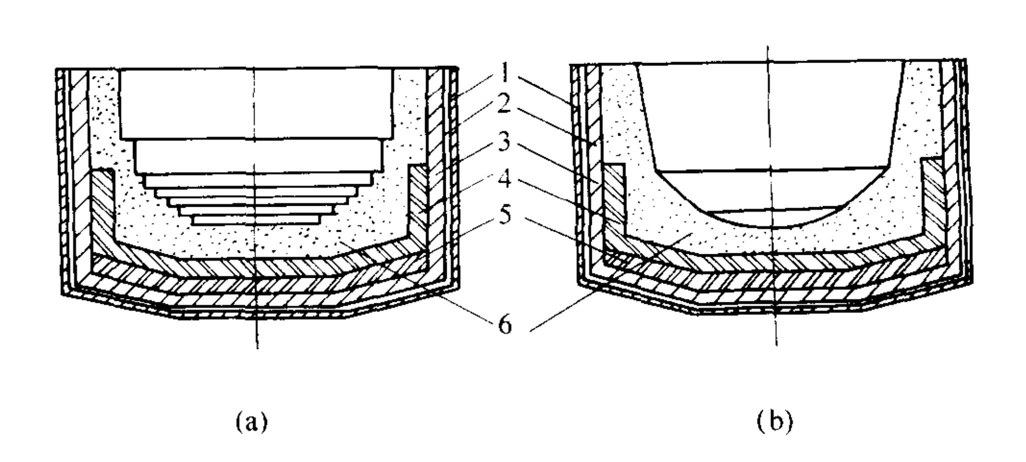


图 2.2-105　碱性电炉炉体剖面图

1—炉壳盖板；2—8～115 mm石棉板；3—115 mm侧砌镁砖；4—115 mm直砌镁砖；5—65 mm平砌黏土砖（绝热层）；6—打结镁砂

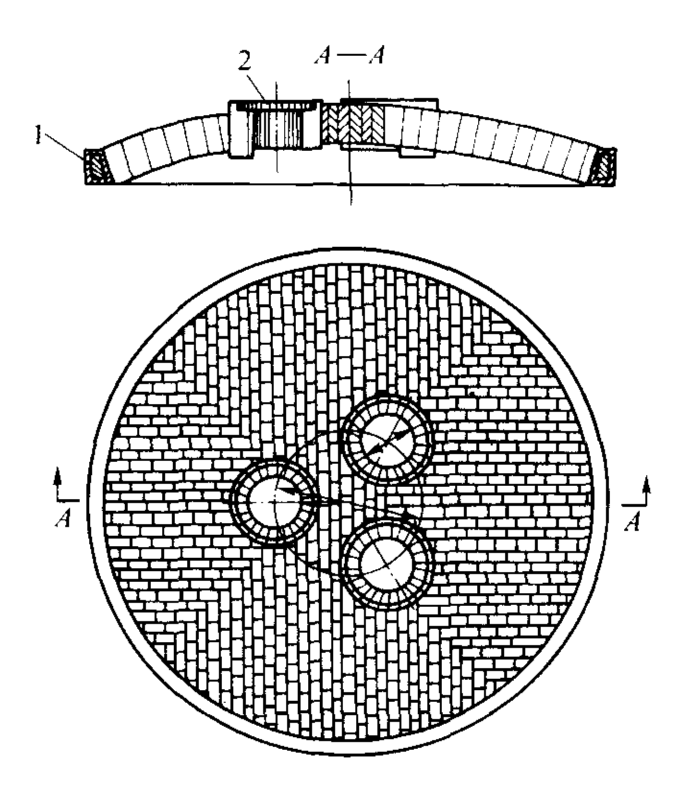


图 2.2-106 电弧炉高铝砖炉盖

以只有在熔化初期才使用电抗器。当熔化过程正常，不会再发生短路以后，就用分流开关将电抗器从电路中切除掉。近年来随着电炉的电控系统灵敏度的提高，已有可能在发生短路的瞬间，自动将电源切断，因而甚至在熔化炉料的阶段中，也可以不用电抗器了。

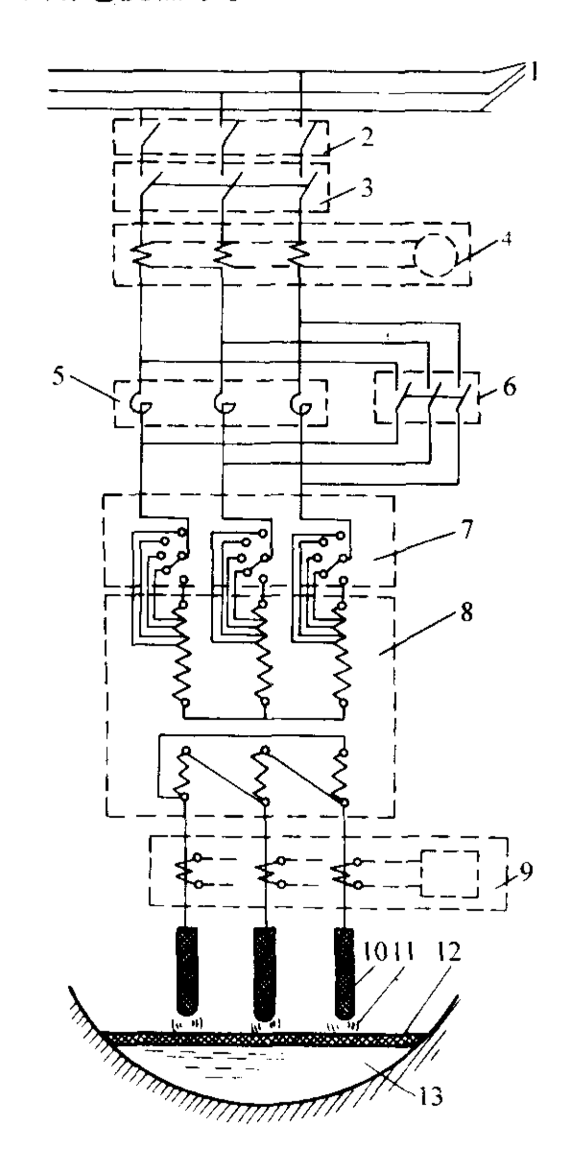


图 2.2-107 三相电弧炉主电路图

1—高压线路；2—空气断路器；3—高压油开关；4—高压部分电压电流测量装置；5—电抗器（塞流线圈）；6—塞流线圈分流开关；7—电压切换开关；8—电炉变压器；9—功率自动调节装置；10—电极；11—电弧；12—炉渣；13—钢液

电炉变压器的基本原理与一般的电力变压器相同，但在结构和性能上有一些特点。电炉变压器的过负荷能力要比一般电力变压器大，并且要能经得住冲击电流和短路电流的作用。电炉变压器的一次线圈有几个抽头，通过电压切换开关，接在高压电源上，以便在二次线圈上产生不同的电压，供给炼钢的不同时期使用。炉用变压器的容量大，发热量多，因此需要有强力的冷却装置。

电弧炉一般都有功率自动调节装置。在这个装置中包括有电流互感器和电压互感器。电弧的电压和电流分别在这两个互感器中产生相应的感应电流，调节信号就是由电压互感器和电流互感器两处的电流经过整流和比较而产生出来的。调节信号经过放大以后，输入调节线路中，以对电弧进行自动控制。

7）水冷装置 为了保证电炉变压器安全工作，必须要有冷却系统。大部分的电炉变压器采用循环水冷却。除此以外，电炉上还有一些部分，包括电极夹持器（电极卡子）、炉盖圈、炉门框和炉门，也都需要采取循环水冷却。

我国生产的 HX 型系列三相电弧炉的主要技术参数见表 2.2-58。

表 2.2-58 炉盖旋转式顶装料（HX）型电弧炉主要技术参数

型 号	HX-1.5	HX-3	HX-5	HX-10	HX-20	HX-30	HX-50	HX-75	HX-100
炉壳内径/mm	2 200	2 700	3 240	3 800	4 200	4 600	5 400	5 800	6 400
额定容量/t	1.5	3.0	5.0	10.0	20.0	30.0	50.0	75.0	100.0
变压器额定容量/kV·A	1 250	2 200	3 200	5 500	9 000	12 500	18 000	25 000	32 000
电抗器额定容量/kV·A	200①	250①	320①	350①	400①	—	—	—	—
变压器一次电压/kV	6 10	6 10	6 10	10	35	35 60 110	35 60 110	35 60 110	35 60 110
变压器二次电压/kV	210~104	220~110	240~121	260~139	300~140	340~150	380~160	430~170	480~180
	4 级				13 级				
额定电弧电流/kA	3.40	5.78	7.70	12.20	17.32	21.20	27.34	33.56	38.50
频率/Hz	50								
石墨电极直径/mm	200	250	300	350	350	400~500	500	500	600
炉倾角（出钢方向/出渣方向）	45°/14°				45°/12°				
冷却水消耗量/$m^3 \cdot h^{-1}$	14	15	20	25	53	80	133	100	—
金属结构质量/t	8	19	42	62	125	165	277	370	—
炉体总质量/t	16.6	37.0	66.0	91.0	192.0	243.0	372.0	500.0	—

① 指内装额定容量。

7.1.3 碱性电弧炉氧化法炼钢

碱性电弧炉氧化法炼钢是我国当前普遍采用的炼钢方法。因为炼钢过程中造碱性炉渣，能有效地除去钢液中的磷和硫，又在炼钢的氧化期中通过碳的氧化而形成钢液沸腾，

能有效地清除钢液中的气体和夹杂物。因此，碱性电弧炉氧化法炼钢，不仅对炉料的适应性强，而且钢液比较纯净。此外，碱性电炉氧化法炼钢的冶金反应过程也是最完整的。

(1) 炼钢工艺要点

氧化法是最基本的炼钢方法。用这种方法能冶炼碳钢、低合金钢和高合金钢。氧化法炼钢工艺过程包括补炉、装料、熔化期、氧化期、还原期和出钢。以下按操作顺序来说明氧化法工艺炼钢的要点。

1) 补炉 一般的情况下，每炼完一炉钢以后，装入下一炉的炉料以前，需进行补炉。其目的是修补炉底和炉壁被侵蚀和被碰坏的部位。补炉操作的原则是：快扒、快补、高温、薄补。这样做有利于补层的烧结。其方法是将补炉材料喷投到炉衬损坏处，并借用炉内的高温，使新补的耐火材料和原有的炉衬烧结成为一个整体。需要注意的是：为使补炉材料能和原有的炉衬良好烧结，补炉前需将要补部位的钢液残渣扒尽；新补炉衬厚度一次不宜超过 30 mm，需要补得更厚时，应分层多次进行。碱性电炉补炉材料是镁砂、白云石或部分回收的镁砂。黏结剂为：湿补时用 10%左右的卤水或水玻璃；干补时加质量分数为 10%左右的沥青粉，冶炼低碳钢，应不加或少加沥青粉。对于炉衬损坏严重的部位，也可加入一定量的 TiO_2 粉作为黏结剂，以有益于烧结。

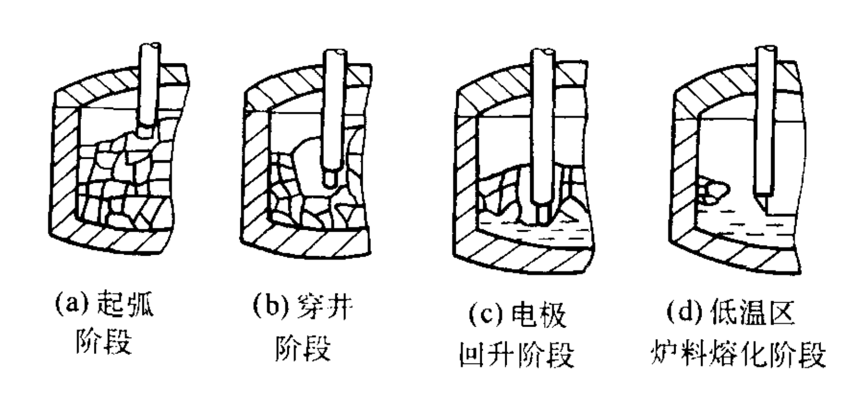
2) 配料和装料 配料的首要任务是保证冶炼的顺利进行。氧化法炼钢时，如配碳量过高，会增加矿石用量，或延长用氧时间；配碳量过低，熔清后势必增碳，无谓延长了冶炼时间，降低了炉衬使用寿命。电弧炉炼钢所用的炉料应主要由碳素废钢和废碳钢铸件所组成。也可适当搭配一部分炼钢生铁及矿石。配料的基本要求是要使炉料有适宜的平均含碳量，此含碳量应是所炼钢种的规格含碳量加上为了在氧化期中精炼钢液所需要的氧化脱碳量。氧化脱碳量的质量分数一般为 0.3% ~ 0.4%，当炉料主要是由比较洁净的废钢料组成时，氧化脱碳量取下限，而当炉料锈蚀比较严重，或含有较多的薄钢皮和钢屑，以及生铁占比例较大时，氧化脱碳量取上限。将配好的炉料装在开底式的料斗中备用。配料时，还需注意炉料的块度，一般炉料中应配入（质量分数）大块料 30% ~ 40%、中块料 40% ~ 50%、小块料或轻薄铁15% ~ 25%。表 2.2-59 为各种炼钢炉料的使用比例。

表 2.2-59 炉料的使用比例

种 类	说 明	质量分数 /%
废钢	包括轧钢切头、锻造料头、厚钢板边角料及废机器零件等	余量
浇冒口及废铸件	要求尽量少带有泥沙等不洁物	35 ~ 50
钢屑	包括铁屑、薄钢皮及碎料等	15 ~ 30
生铁	用铸造生铁或炼钢生铁、以及钢锭模等废铁	≤20

装料时，应首先在炉底垫入为炉料重量 1% ~ 2% 的一层石灰，一方面加料时能减少炉料对炉底的冲击，另一方面，有助于炉料熔化的过程中造渣脱磷。然后可将炉料加入炉中。装料的原则是致密，即要求大、中、小炉料合理搭配。熔点高的合金，如钨铁、钼铁可装在高温区，但不要装在电弧正下方。布料时也应中间高、四周低，以同炉内温度中间高、四周低相对应。

3) 熔化期 熔化期的任务是将固体炉料熔化成钢液，并进行脱磷。炉料熔化过程可分为四个阶段（见图 2.2-108）：第一阶段，起弧；第二阶段，穿井；第三阶段，电极回升；第四阶段，熔化低温区炉料。为提高熔化期效率，当前发展趋势是加大电炉输入功率；充分利用外界辅助热源。其方法有炉料预热、氧气及氧燃烧嘴助熔。一般非钢铁料入炉前的预热温度为 500℃时，可节省电能的 1/4，而温度为 600 ~ 700℃时，可节省电能的 1/3。如果温度达到 900℃，只需冷装料时的 1/2 左右的电能，这意味着，变压器输入功率不变，熔化期将按相应的比例缩短。此外，增加变压器有用功率、熔化初期使用大电流及最高级电压、快速装料，也是缩短熔化期的有效措施。



(a) 起弧阶段　(b) 穿井阶段　(c) 电极回升阶段　(d) 低温区炉料熔化阶段

图 2.2-108 炉料熔化过程示意图

炉料熔化同时，熔池中也发生着各种物理化学反应。炉料中的铁和硅、锰、磷等元素被炉气中的氧所氧化

$$2Fe + O_2 \rightarrow 2FeO$$

$$Si + O_2 \rightarrow SiO_2$$

$$2Mn + O_2 \rightarrow 2MnO$$

$$4P + 5O_2 \rightarrow 2P_2O_5$$

氧化结果生成的 FeO、SiO_2、MnO 及 P_2O_5 等氧化物与加入的石灰（主要成分是 CaO）化合而形成炉渣，覆盖住钢液表面。炉料中元素挥发、钢液吸气及非金属夹杂物上浮，也都是在炉料熔化期间同时发生的。

熔化期正确操作，可以去除钢中磷的质量分数 50% ~ 70%。为了有效脱磷，在熔化末期可以分批加入小块矿石，其总量根据炉料含磷量的多少，约为装料重量的 1% ~ 2%。为使脱磷反应能够不断进行，熔渣中应有足够数量的 (CaO)。但过量的 (CaO) 会使熔渣黏度增加，流动性变坏，反而减慢了脱磷反应的速度。炉料熔清后，熔化期就结束。这时的炉渣中含有大量的磷，应该放掉大部分炉渣，然后加入石灰、氟石等造渣材料，另造新渣。

目前，为提高脱磷效率，已发展出一种钢液喷粉脱磷新工艺。它是利用冶金喷射装置，将脱磷剂直接喷入钢液中，其中有质量分数为 10%左右的脱磷剂直接与钢液接触，其余则是在气流和钢液间形成渣膜或形成小渣粒，改变了常规脱磷的特点，扩大了脱磷反应界面面积。又由于粉状脱磷剂与钢液反应界面随载流气泡的移动和对钢液的激烈搅拌作用，改善了脱磷动力学条件，从而提高了脱磷效率。喷粉脱磷可分为氧化条件喷粉脱磷和还原条件喷粉脱磷两种。氧化条件的喷粉脱磷用于氧化性钢液的炉内；而还原条件的喷粉脱磷是利用钙系合金加电石粉，在脱氧良好的钢液中进行。

4) 氧化期 氧化期的任务是继续脱磷，并去除钢液中的气体和夹杂物，同时提高钢液温度。在氧化期的前一阶段，钢液温度较低，作用主要是造渣脱磷。随氧化期的进行，钢液的温度也随之升高。待钢液温度提高到 1 550℃后，进入氧化脱碳沸腾精炼阶段，以去除钢液中的气体和夹杂物。目前主要有三种氧化脱碳方法：矿石脱碳法、吹氧脱碳

法和吹氧－矿石脱碳法。

采用矿石脱碳时，在高温、薄渣条件下操作。并需将预热至800℃的铁矿石分批加入。主要是矿石溶解于钢液中时，吸收热量而使钢液降温，从而影响钢液的沸腾，因此一般将矿石分三批加入，加两批矿石之间应有大约10 min的间隔时间。加入矿石的批量按每吨钢液加入10 kg计算。每批矿石能使钢液脱碳（质量分数）约0.1%。

吹氧脱碳有两种方法，即直接氧化和间接氧化两种，吹入钢液中的氧直接与钢液中的碳发生反应属于直接氧化法；而吹入钢液中的氧，先与钢液中的铁反应，然后生成的[FeO]再与钢液中的碳进行反应，属间接氧化法。具体方法是：用吹氧管将氧气吹入钢液中。吹氧前钢液温度应达到1 550℃以上，吹氧压力一般为0.6～0.8 MPa。为了使钢液脱碳（质量分数）0.3%左右，每吨钢液的平均耗氧量大致为4～6 m^3 左右。

用矿石脱碳的优点是过程比较平缓，易于控制，但过程较长，耗电较多。用氧气脱碳的优缺点则与此相反，故目前电弧炉炼钢多采用吹氧加矿石相结合的脱碳法。在吹氧-矿石脱碳法中，一般分2～3批加矿石，在两批矿石之间吹氧，以提高钢液温度，促进钢液脱碳反应的进行。采用吹氧-矿石脱碳方法时，所用矿石和氧气的量应比单独使用矿石或单独使用氧气时相应减少。

在矿石脱碳（或吹氧脱碳，或吹氧—矿石脱碳）过程之后，钢液中含有大量的FeO。为了减少钢液中残留的FeO含量，在最后一批矿石加入钢液后，经过大约3 min，钢液沸腾开始减弱，以后继续进行10～15 min的脱碳过程（大容量电炉取上限，小容量电炉取下限）。炼钢工艺上称此阶段为“净沸腾”。

脱碳过程在钢液中产生的大量CO、$CO + CO_2$ 和未参加反应的 O_2 气泡，使钢液沸腾。此时，会使得钢液中氢、氮向这些气泡中扩散、转移，并随着气泡上浮，逸出钢液，钢中密度较轻的非金属夹杂物，也会随之上浮，达到去除钢中夹杂物及气体的效果。

磷虽可在熔化期脱去一部分，但脱磷的任务主要还是在氧化期完成的。渣中有氧化铁是钢液中磷被氧化的首要条件，因此，必须向熔池中加入铁矿石，以保证氧化期炉渣中有足够的（FeO）含量，使之具有强氧化性。但是，（CaO）低和（FeO）高的氧化渣，其氧化能力并不强，生成的 P_2O_5 或 $3FeO\cdot P_2O_5$ 也很不稳定，当条件改变时很容易分解。炉渣中加入石灰，使（GaO）含量增高，此时渣中生成磷酸钙。磷酸钙是比较稳定的化合物，不易分解。因此，增加炉渣中（CaO）含量，即提高炉渣的碱度，可提高氧化液的脱磷能力。由此可知，氧化渣脱磷的两个基本条件是提高氧化铁含量和碱度。

实际操作中，氧化期向炉内加入铁矿石和石灰，加大渣量，并利用加矿沸腾时从炉门自动流渣，以降低渣中（P_2O_5）含量等，均是有效的脱磷措施。至于温度条件，从反应的热效应来看，低温有利于脱磷。但是，足够的温度才能保证铁矿石和石灰的熔化，以及炉渣具有良好的流动性，从而使渣中氧化铁和磷的氧化物具有较高的扩散速度。因此，在操作上保持炉内中等沸腾强度对脱磷是有利的，此时温度必须在1 480℃以上，实质上，在氧化期，常是中温脱磷。

冶炼一般钢种时，电炉氧化期炉渣的成分变化范围（质量分数，%）如下：

CaO	SiO_2	FeO	Fe_2O_3	MnO	MgO	Al_2O_3	P_2O_5
40～50	10～15	10～25	5～10	5～7	8～10	1～3	0.3～1.0

在氧化阶段，钢中的其他合金元素也会发生氧化。此外，氧化期也有脱硫作用。当钢液含磷量和含碳量都已符合工艺要求，钢液温度足够高时，即可扒除全部氧化渣进入还原期。全扒渣是氧化与还原的分界线。

5）还原期　还原期的任务是脱氧、脱硫、调整钢液温度及化学成分。扒除氧化渣后，首先往熔池中加入锰铁进行预脱氧。通过预脱氧可以快速除去钢液中的部分氧化亚铁。这样就能减轻以后通过炉渣进行脱氧的任务，加速整个还原期的过程。

在还原过程中钢液脱氧和脱硫是同时进行的。还原渣有两种：白渣和电石渣。白渣中不含有 CaC_2，造渣时间短，适用于各类钢种；电石渣中含有 CaC_2，还原能力强，脱氧时间较长。电炉钢熔渣的组成见表2.2-60所示。

表2.2-60　电炉钢熔渣的化学组成（质量分数）

%

类别		CaO	SiO_2	MnO	FeO	MgO	Al_2O_3	P_2O_5	CaF_2	CaS	CaC_2
碱性渣	熔化渣	约40	约20	6～10	16～20	6～10	1～5	0.4～0.6	—	微量	—
	氧化渣	40～50	10～20	5～10	10～25	5～10	2～4	不定	—	0.1～0.3	—
	白渣	50～55	15～20	<0.4	<0.5	<10	2～3	较少	5～8	<1	<1
	电石渣	55～65	10～15	<0.4	<0.5	8～10	2～3	较少	8～10	<1.5	1～4
酸性还原渣		15～25	50～60	5～10	3～5	—	5～10	—	—	—	—
中性渣		20～24	30～35	<2.0	<2.0	20～30	1～5	—	—	—	—

注：合成渣除外。

白渣的造渣方法如下：对钢液充分搅拌后，即加入造渣材料石灰、氟石，以造稀薄渣。其中石灰和氟石的体积比为3.5:1，对中等容量的熔炼炉，渣料的加入量一般为钢液量的3.0%～3.5%。稀薄渣造好后，关上炉门还原10～15 min。还原过程中，石灰则起脱硫作用：

$$(CaO) + (FeS) \rightarrow (CaS) + (FeO)$$

随还原过程的进行，炉渣逐渐失去脱氧和脱硫的能力，因而需要补充造渣材料。造渣材料中包括石灰和硅铁粉。硅铁粉中的硅起还原作用：

$$Si + 2(FeO) \rightarrow (SiO_2) + 2[Fe]$$

调整炉渣的过程一直进行到形成良好白渣时为止。为了充分进行脱氧和脱硫，钢液在良好的白渣下还原的时间一般应不少于25～30 min。

目前，白渣法还有在稀薄渣形成后，加入炭粉和硅铁粉（或硅钙粉）混合物同时进行间接脱氧的方法，即所谓的硅炭粉渣法。此时，炉渣中的碳起脱氧作用：

$$C + (FeO) \rightarrow CO + [Fe]$$

电石渣的造渣方法如下：扒净氧化渣后，根据工艺要求加入脱氧剂石灰和氟石，造稍稠一些的稀薄渣。再加入炭粉，用量为每吨钢液加1.5～3.0 kg炭粉。然后紧闭炉门，加大电流还原15～20 min。在电弧的高温和还原性炉气的条件下，炉渣中一部分石灰被碳还原而生成电石（CaC_2）：

$$(CaO) + 3C \rightarrow (CaC_2) + CO\uparrow$$

电石渣中的碳起脱氧作用，石灰起脱硫作用，电石则既起脱氧作用，又起脱硫作用：

$$C + (FeO) \rightarrow CO\uparrow + [Fe]$$

$$(CaO) + (FeS) \rightarrow (CaS) + (FeO)$$

$$(CaC_2) + 2(FeO) + (CaO) \rightarrow 2(CaO) + 2[Fe] + 2CO\uparrow$$

$$(CaC_2) + 3(FeS) + 2(CaO) \rightarrow 3(CaS) + 3[Fe] + 2CO\uparrow$$

随着还原过程的进行，炉渣逐渐失去脱氧和脱硫的能力，因而需要调整炉渣。为此，可分批加入造渣材料（石灰和炭粉）。一直持续进行到形成良好的电石渣为止。为充分地进行脱氧和脱硫，钢液在良好的电石渣下还原的时间一般应不少于 20～25 min。与白渣相比，电石渣的脱氧和脱硫能力更强。但是脱氧和脱硫反应生成的碳与钢液接触时，会被钢液吸收，故电石渣对钢液有增碳作用，特别是对含碳量低的钢种，钢液增碳现象显著。故电石渣仅适用于冶炼含碳量较高（C 质量分数 > 0.35%）的钢种。还应指出的是，电石渣黏度较大，出钢时不易与钢液分离，而易在钢液中生成夹杂物，故在采用电石渣还原时，出钢前应先将电石渣变为白渣。方法是打开电炉门，使空气进入炉内，则渣中的 CaC_2 即被空气中的氧所氧化而生成 CaO。

钢液经过在白渣或电石渣下充分地还原以后，含氧量和含硫量都已降到合格的程度。这时可以测量钢液温度。当钢液温度达到出钢温度要求时，可以调整钢液的化学成分。冶炼碳钢时，加入适量的硅铁和锰铁来调整含硅量和含锰量。冶炼合金钢时，除了调整含硅量和含锰量以外，还要调整其他合金元素含量。

值得提及的是，目前还有一些钢液特殊脱硫方法。如中间出钢脱硫法：在还原中期出钢，然后将钢液返回炉中继续冶炼的方法；合成渣脱硫法：使用 $CaO\text{-}Al_2O_3$ 碱性合成渣脱硫；稀土元素脱硫法：稀土元素与钢中的硫作用，形成熔点较高的硫化物，达到脱硫目的；真空脱硫法：出钢后在真空中除硫的方法；苏打粉脱硫法：利用苏打粉在炉外进一步脱硫，化学反应式为

$$[S] + Na_2CO_3 + 2[C] = \{Na_2S\} + 3\{CO\}$$

$$[S] + Na_2CO_3 + [Si] = \{Na_2S\} + (SiO_2) + \{CO\}$$

镁焦脱硫法：用将镁吸附在焦炭中制成的所谓镁焦，进行脱硫；喷粉脱硫法：在脱氧喷粉操作的同时，也起到了脱硫的作用。

化学成分调整好后，即可用铝脱氧（最后的脱氧，称为"终脱氧"）。用铝脱氧有两种方法：插铝法和冲铝法。插铝法是在临出钢以前，用钢钎将铝块插到钢液中进行脱氧。冲铝法是在出钢时，将铝块放在出钢槽上，利用钢液将铝冲熔进行脱氧。在这两种方法中，以插铝法效果较好。冲铝法的操作比较简便，但有时会发生铝块被炉渣裹住，不能起到脱氧的作用。插铝时应停电操作。插铝后，升起电极，倾炉出钢。钢液在钢液包中镇静 5 min 以上时间后开始浇注。

出钢要有一定的技术要求。首先，终脱氧后应及时停止供电；盛钢桶的耐火材料衬层需经充分干燥清洁，并烘烤至暗红色或红色（700～1 000℃）；出钢方式有两种，其操作要点及优缺点示于表 2.2-61 中。对于高级优质钢，建议采用钢渣分出的方法。

表 2.2-61 两种出钢方法比较

方法	操作要点	优 缺 点
钢渣分出	先扒除炉渣，然后再倾倒钢液	出钢时间较长，扒渣操作的劳动条件较差。钢液二次氧化较重。但由于避免了钢液与炉渣相混的过程，钢液中夹杂物数量较少，钢的质量高
钢渣混出	不扒除炉渣，使炉渣随钢液一起倾入盛钢桶中	出钢过程时间较短，免去了扒渣操作。由于扩大了炉渣与钢液间的接触面积，故能起到进一步脱硫作用。并由于炉渣的覆盖，减少了钢液的二次氧化。但钢渣混出时钢液中夹杂物数量增多，影响钢的质量

(2) 炼钢过程的物理化学分析

现在从物理化学角度，重点分析几个炼钢反应，其中包括硅和锰的氧化、脱磷、脱碳、脱氧和脱硫。

1) 硅和锰的氧化　炉料中所含的硅和锰在熔化期和氧化期中被氧化。硅和锰的氧化有两种方式：在炉料熔化过程中被空气中的氧直接氧化和在炉料熔化后钢液中的硅和锰被氧化亚铁间接氧化。这些反应都是放热反应。直接氧化的反应式为

$$Si + O_2 \rightarrow SiO_2 \quad \Delta H = -870\ 230\ J/mol$$

$$2Mn + O_2 \rightarrow 2MnO \quad \Delta H = -404\ 882\ J/mol$$

间接氧化的反应式为

$$[Si] + 2(FeO) \rightarrow (SiO_2) + 2[Fe] \quad \Delta H = -317\ 396\ J/mol$$

$$[Mn] + (FeO) \rightarrow (MnO) + [Fe] \quad \Delta H = -135\ 240\ J/mol$$

在熔化期中炉温较低，有利于硅和锰的氧化反应的进行。

2) 脱磷　正如前面提到的，在 Fe-O-P 体系中，钢液的脱磷分为常规脱磷和喷粉脱磷两种。这些脱磷方法的反应机理是相同的。磷在钢液中无限溶解，但它的某些化合物如 P_2O_5、$3FeO \cdot P_2O_5$、Ca_3P_2 等却溶解很少，并极易上浮到渣中，如果能以稳定状态并排除，就可以实现钢液的脱磷。对常规脱磷，一种说法是，利用磷的氧化反应在熔池的钢渣界面进行。反应方程式为

$$2[P] + 5(FeO) = (P_2O_5) + 5[Fe]$$

$$(P_2O_5) + 3(FeO) = (3FeO \cdot P_2O_5)$$

合并以上两式，得

$$2[P] + 8(FeO) = (3FeO \cdot P_2O_5) + 5[Fe]$$

P_2O_5 是酸性氧化物，沸点为 605℃。在炼钢条件下，[P] 和 [O] 相平衡的 P_2O_5 的分压很低，所以不能指望 P_2O_5 汽化脱磷。上式中平衡常数与绝对温度的关系式如下：

$$\lg K = \frac{32\ 950}{T} - 25.05$$

从上述反应式中还可以看出，熔渣中（FeO）的浓度影响脱磷反应的进行，因此它是常规脱磷的必要条件。熔渣中的（P_2O_5）和（$3FeO \cdot P_2O_5$）在高温下都是不稳定的，为达到去磷目的，必须使（P_2O_5）和（$3FeO \cdot P_2O_5$）形成更稳定的化合物，常用的是（CaO），因此碱性炼钢炉的脱磷反应可写成下式：

$$2[P] + 5(FeO) + 4(CaO) = (Ca_4P_2O_9) + 5[Fe]$$

可见，为使常规脱磷反应能顺利进行，熔渣中应有足够的（CaO）。但过量的（CaO）会使熔渣的黏度增加，流动性变坏，反而降低了脱磷速度，所以在增加（CaO）量的同时，一定要改善熔渣的流动性。

另一种说法是，在钢液中，是以磷化铁 [Fe_2P] 的形态存在的。在炼钢过程中，钢液中的磷化铁与炉渣中的氧化亚铁和氧化钙化合生成磷酸钙，而达到脱磷目的：

$$2[Fe_2P] + 5(FeO) + \rightarrow 4(CaO) + (CaO)(P_2O_5) + 9[Fe]$$

这个反应也是放热反应，$\Delta H = -544\ 310\ J/mol$。

① 炉渣的碱度和氧化性　为促使脱磷反应进行，形成高碱度和强氧化性的炉渣是必要的。图 2.2-109 表明炉渣碱度和渣中 FeO 含量对磷在炉渣和钢液中分配比值的影响。分配比值越高，表明钢液中的磷转移到炉渣中去的越多，即脱磷效果越好。由图可见，随着炉渣碱度和氧化亚铁含量的提高，磷的分配比值也增大，但当碱度超过 3.0 以上时，进一步提高碱度，并不能将磷的分配比提得更高。实际上，炉渣碱度太高时，使炉渣的黏度增大，反而会使脱磷效果降低。

② 炉渣的黏度　脱磷反应是在炉渣 - 钢液界面上进行的。随着反应过程的进行，界面处氧化钙和氧化铁，因参加反应而消耗，浓度降低，必然引起远处（渣层上方）的氧化钙和氧化亚铁向界面扩散。与此同时，脱磷反应生成物磷酸钙在界面处浓度增高，必然会由界面向远处（渣层上方）扩散。炉渣黏度大时，不利于这些扩散过程进行，脱磷效果降低。

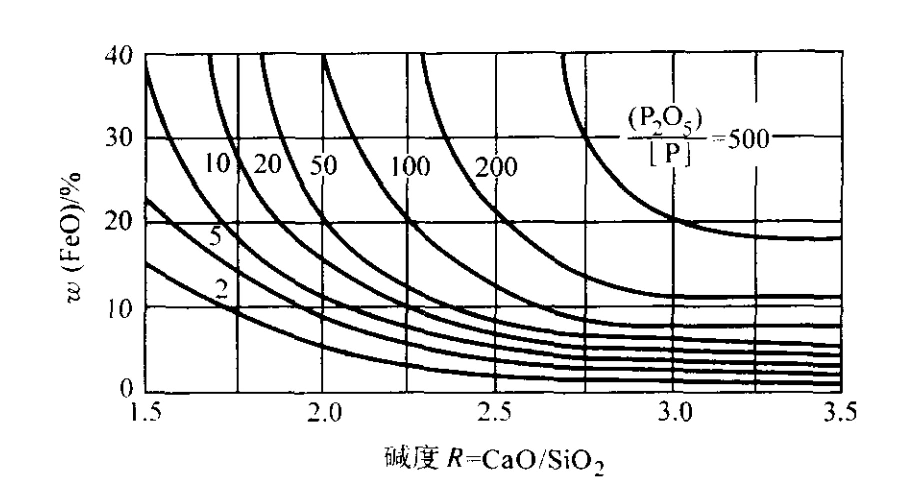


图 2.2-109　炉渣碱度和氧化亚铁含量对磷在渣及钢液中分配比的影响

③ 渣量　随脱磷反应的进行，炉渣中磷酸钙逐渐增多，即（CaO）$4\cdot P_2O_5$ 的浓度逐渐增大，这对进一步脱磷是不利的。炉渣量越大，磷酸钙浓度增加越慢，炉渣中能吸收的磷量也越多。因而渣量大有利于脱磷。当然，造渣量过大，会使耗电量增加，冶炼时间延长。一般主张将渣量控制在质量分数为3%左右。

④ 温度　脱磷反应是放热反应。因此较低的温度有利于反应的进行（见图2.2-110）。熔化期中炉温较低，有利于脱磷。氧化期前期，钢液温度还未升高，也有利于脱磷。

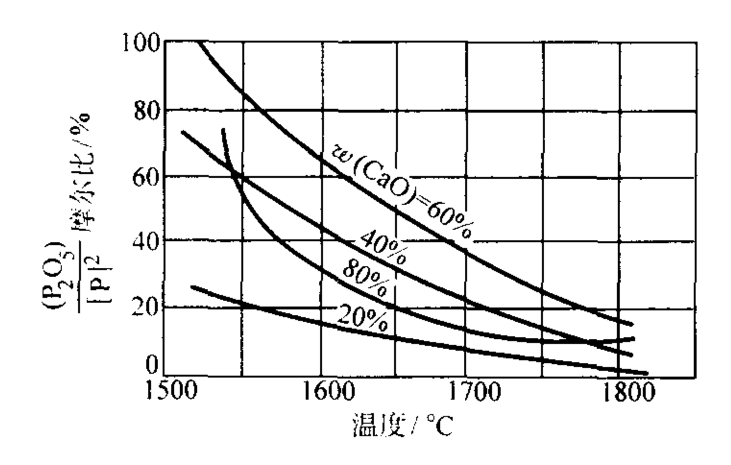


图 2.2-110　温度对脱膜磷效果的影响

对喷粉脱磷，氧化条件的脱磷反应式分别如下。

在钢液与石灰粉界面间发生：

$$2[P]+5[O]+4CaO(固)=(Ca_4P_2O_9)$$

在钢液与矿石粉界面间发生：

$$2[P]+5[O]+Fe_2O_3+Fe(液)=3FeO\cdot P_2O_5(液)$$

在钢液与渣粒或其他界面处发生：

$$2[P]+5(FeO)+4(CaO)=(Ca_4P_2O_9)+5Fe$$

从上述反应式中不难看出，石灰粉和矿石粉分别使熔池获得了高碱度和高氧化性，并起到了脱磷作用；而氟石粉起脱磷作用外，还有助熔、稀释熔渣的作用。

脱磷反应是可逆反应。在较低的温度和氧化性炉渣的条件下，反应向着脱磷方向进行。而在温度升高和还原性炉渣条件下，反应就会反向进行，这就是是所谓的"返磷现象"。为了避免发生返磷，一般在氧化期终了时，扒去全部炉渣。

3）脱碳　脱碳反应是炼钢生产上最重要的反应，脱碳时会产生大量CO气泡，并强烈搅动熔池（见图2.2-111），使得钢液温度和化学成分均匀，并能有效去除钢液中的气体和夹杂物。脱碳过程的作用既然如此重要，故在配料时使炉料的平均含碳量超过规格，以便在氧化期时，将这部分多余的碳氧化掉。因此，脱碳是手段，而不是目的。

为促使碳氧化，可通过向钢液吹氧（见图2.2-111）或加矿石的方法进行。吹氧时，有种碳氧化的方式。一种是直接氧化法

$$2C+O_2\rightarrow 2CO\quad \Delta H=-135\ 659\ J/mol$$

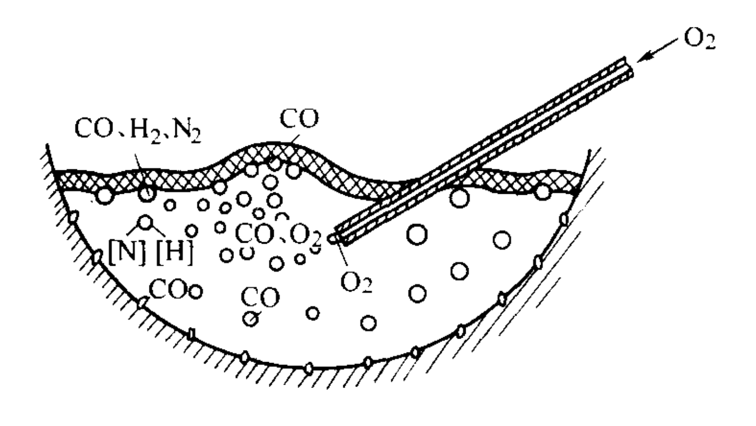


图 2.2-111　吹氧脱磷过程示意图

另一种是间接氧化法

$$2Fe+O_2\rightarrow 2FeO\quad \Delta H=-540\ 123\ J/mol$$

$$C+FeO\rightarrow Fe+CO\quad \Delta H=+92\ 016\ J/mol$$

为促使脱碳反应进行，温度是关键的。钢液温度较低时，碳氧化少，铁氧化多；但钢液温度较高时，反之。这主要是与碳、铁和氧在高温下的反应自由能有关。如图2.2-112所示，当温度超过1 000℃后，氧和碳的反应自由能才低于氧和铁的反应自由能，此时，才有可能脱碳。实际炼钢时，钢液温度超过1 530℃，才开始进行吹氧和加矿石脱碳操作。

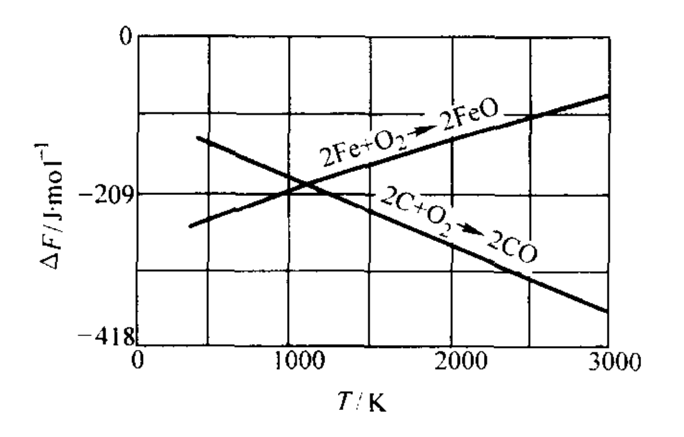


图 2.2-112　碳的氧化反应与铁的氧化反应生成自由能图

脱碳反应的产物是CO气泡。CO不溶于钢液，因而形成了气泡。气泡形成后就会上浮，从而脱离钢液。因此，脱碳过程属于不可逆过程。

脱碳过程能够消除钢液中的气体和非金属夹杂物（见图2.2-113）。如果没有脱碳过程造成的钢液沸腾，钢液中的气体和加杂物一般难以上浮，得不到大量去除。

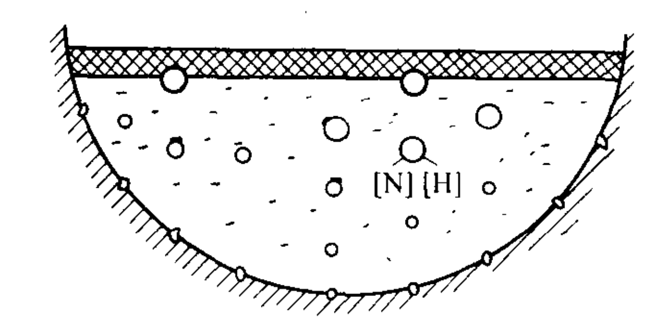


图 2.2-113　CO气泡净化钢液作用示意图

为达到有效去除钢液中气体的目的，还必须适当控制碳的氧化速度，即使碳氧化造成的钢液沸腾强度适当。在钢液沸腾的同时，还会从炉气中再吸收气体。只有前者大于后者，才可能使钢液中的含气量得到降低。生产中只要使钢液脱碳速率达到0.01%～0.03%就行了，此时钢液沸腾的状态是既激烈又平稳。

4）脱氧　氧对钢液质量的影响主要是：氧的溶解度随温度降低而显著降低，并以［FeO］的形式析出，使凝固后的钢锭产生气孔、缩松等缺陷；在钢液冷却过程中，析出的氧气与钢中的合金元素反应形成非金属夹杂物，降低了钢的各种性能指标；降低硫在钢中的溶解度，加剧了硫的有害作用和影响，使塑性变差。钢液中氧主要以［FeO］的形式存在。因此，脱氧的作用是用脱氧剂除去钢液中残留氧化亚铁

中的氧而将铁还原的工艺。不同的元素具有不同的脱氧能力。脱氧剂的脱氧能力可以用加入等量脱氧元素后，钢液中氧化亚铁的平衡含量来衡量。与某种元素相平衡的氧化亚铁含量越低时，表明某种元素的脱氧能力越强。

在使用某一种元素进行脱氧时，钢液的脱氧程度与该元素在钢液中的残留量有关。这可以从脱氧反应的化学平衡来理解。脱氧过程可用下式表示

$$Me + [FeO] \rightarrow (MeO) + [Fe]$$

式中，Me 表示脱氧元素，如 Mn、Si、Al 等。当反应进行充分，达到平衡时，Me 与钢液中氧化亚铁的含量（残留量）之间存在着下述的关系

$$[\%Me][\%FeO] = K$$

K 是平衡常数，是温度的函数。由式可见，钢液中氧化亚铁的残留量与脱氧元素的含量成反比。钢液中脱氧元素的残留量越高，氧化亚铁的残留量就会越低，即钢液的脱氧程度愈彻底。图 2.2-114 表明一些元素的脱氧能力及在不同的残留量条件下钢液的脱氧程度。元素脱氧能力由大到小排列的顺序是 Cr、Mn、V、C、Si、B、Ti、Al、Zr、Be、Mg、Ca。当使用几种脱氧剂同时脱氧时，应按照脱氧能力的顺序由小到大依次使用。炼钢生产中最常用的脱氧剂是 Mn、Si 和 Al。

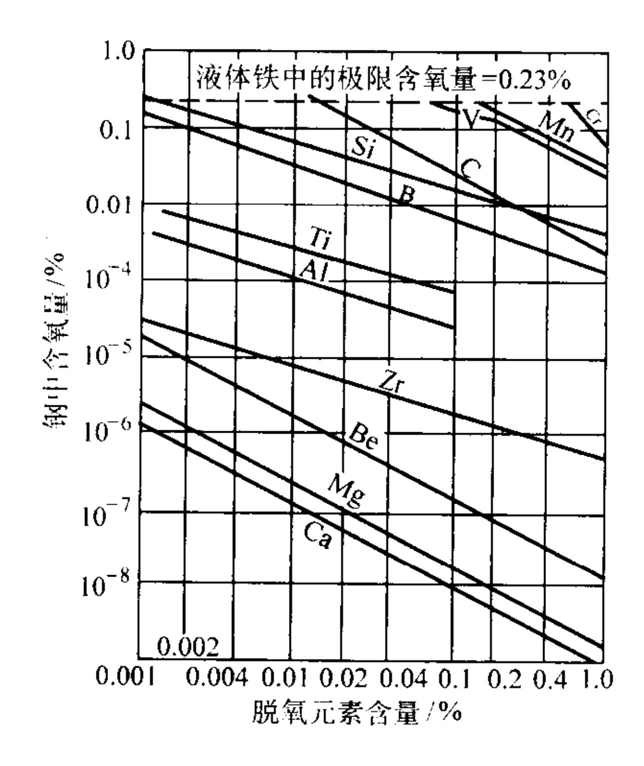


图 2.2-114　元素的脱氧能力

脱氧有两种方法：沉淀脱氧法和扩散脱氧法。沉淀脱氧法是将脱氧剂加到钢液中，使脱氧元素直接与钢液中的 [FeO] 起作用而进行脱氧的。这种方法的优点是脱氧过程速度快，但脱氧产物（MnO、SiO_2、Al_2O_3，等）易留在钢液中，降低了钢的质量。

扩散脱氧法是将脱氧剂加在炉渣中，使脱氧元素与炉渣中的 FeO 起作用，而进行脱氧的。当炉渣中的 FeO 含量降低时，钢液中的 FeO 就向炉渣中扩散。于是间接达到了去除钢液中 FeO 的目的。其优点是脱氧产物留在炉渣中，钢液的纯净度高。缺点是扩散过程速度低，脱氧时间长。

现在电炉炼钢一般都是采用沉淀脱氧与扩散脱氧相结合的方法，即先用锰（锰铁）进行沉淀脱氧，再用碳（炭粉）和硅（硅铁粉）进行扩散脱氧，最后再用 Al 进行沉淀脱氧。这种沉淀 - 扩散联合脱氧方法既能保证钢的质量，又缩短了冶炼时间。

在电弧炉炼钢的脱氧过程中，扩散脱氧是重要环节。钢液脱氧是否良好与造还原渣脱氧操作有重要关系。钢液在白渣下脱氧的原理如下：FeO 同时存在于炉渣和钢液中，炉渣中的氧化亚铁与钢液中 FeO 能够互相转移，并趋于平衡。这种情况符合物理化学中的异相平衡分配定律。炉渣与钢液中 FeO 浓度之间存在一定的比值

$$(FeO) / [FeO] = L_{FeO}$$

式中的 L_{FeO} 称为氧的分配系数，它是温度的函数。

脱氧的过程是在炉渣中进行的（见图 2.2-115）。前一阶段是碳起脱氧作用

$$C + (FeO) \rightarrow CO + [Fe]$$

后一阶段是 Si 起脱氧作用

$$Si + 2(FeO) \rightarrow (SiO_2) + 2[FeO]$$

还原生成的铁返回到钢液中，而一氧化碳则进入炉气中。

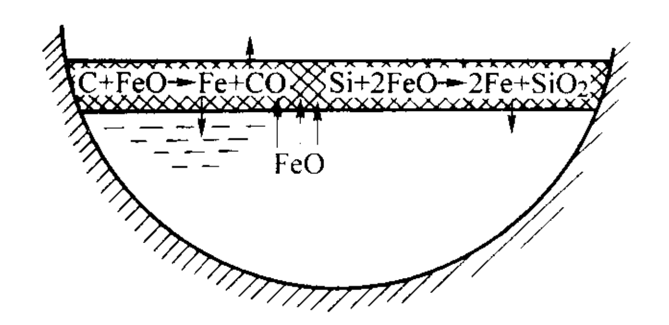


图 2.2-115　白渣下脱氧过程示意图

随还原过程的进行，炉渣中的氧化亚铁逐渐减少，破坏了原来的平衡，于是，钢液中的氧化亚铁会自动地向炉渣中扩散转移。

$$[FeO] \rightarrow (FeO)$$

最终达到脱氧的目的。

钢液在电石渣下脱氧的原理与白渣下脱氧相似。

为使扩散脱氧过程顺利进行，需创造合适的热力学条件和动力学条件。实现扩散脱氧的有利条件如下。

① 还原性炉气　只有炉气是还原性的，才有可能造出还原性（含氧化亚铁少）的炉渣。电弧炉炼钢不用燃烧方法产生高温，因此能够关闭炉门，避免进入空气，保持还原性炉氛。这是电弧炉炼钢的优点之一。

② 高的炉温　高温有利于碳的脱氧。在炉温升高的条件下，碳-氧的亲和力增大，而铁-氧的亲和力减小，因此，炉温越高，碳的脱氧能力越强。

③ 小的炉渣黏度　炉渣黏度大，会使氧化亚铁的扩散速度降低，因而使脱氧速度变慢，脱氧的实际效果变差。

5）脱硫　炼钢过程中的脱硫反应主要在还原期或利用钢液炉外精炼来完成，脱硫是还原精炼的主要内容之一。脱硫也有扩散过程在起作用。脱硫的原理与扩散脱氧相似。

钢液中的硫以硫化铁 [FeS] 的形态存在，硫化铁也是同时存在于炉渣和钢液中，能够互相转移。当达到平衡时，炉渣中硫化铁的含量与钢液中硫化铁的含量成一定的比例

$$(FeS) / [FeS] = L_{FeS}$$

式中，L_{FeS} 为硫的分配系数，它是温度的函数。

脱硫的过程是在炉渣下进行的（见图 2.2-116）。在白渣的冶炼条件下，渣中的氧化钙起脱硫作用

$$(CaO) + (FeS) \rightarrow (CaS) + (FeO)$$

随着脱硫过程的进行，炉渣中的硫化铁含量逐渐减小，于是钢液中的硫化铁就会自动地往炉渣中扩散转移

$$[FeS] \rightarrow (FeS)$$

这样就达到了脱硫的目的。

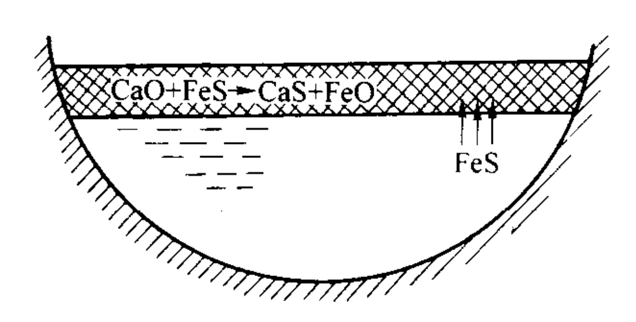


图 2.2-116　白渣下脱硫过程示意图

电石渣脱硫的过程与白渣脱硫的过程相似，但在电石渣下起脱硫作用的不仅有氧化钙，而且还有碳化钙

$$3(FeS) + (CaC_2) + 2(CaO) \rightarrow 3(CaS) + 3[Fe] + 2CO\uparrow$$

实现脱硫过程的有利条件如下。

① 高的炉温　用石灰脱硫和用电石脱硫，其反应都是吸热反应。物理化学中的平衡移动原理说明，高温有利于吸热反应的进行。因此，高的炉温对脱硫是有利的。

② 炉渣的还原性和碱度　对于 $CaO + FeS \rightarrow CaS + FeO$ 反应来说，炉渣中氧化钙的浓度和氧化铁的浓度低都有利于反应的进行。因此，在还原期中脱硫是有利的，高碱度炉对脱硫也是有利的。炉渣的碱度对脱硫效果的影响见图 2.2-117。

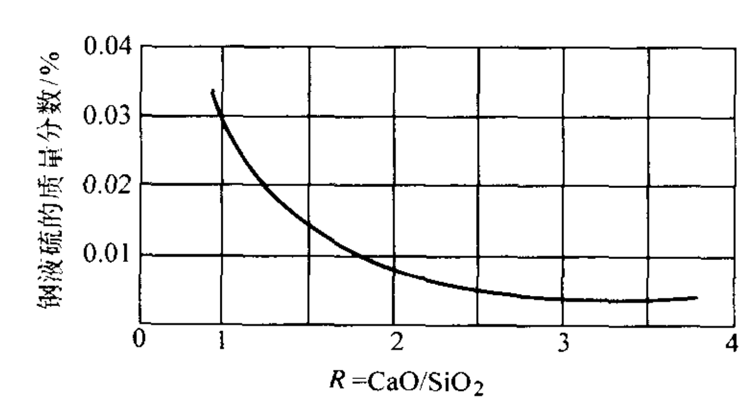


图 2.2-117　炉渣碱度对脱硫的影响

③ 足够的渣量　降低炉渣中硫化钙的浓度有利于脱硫。在钢液中原始含硫量不变的情况下，增加渣量能使渣中硫化钙的浓度降低。为了有利于脱硫，渣量应在 4%（占钢液重）左右。如果炉料的含硫量高（S质量分数 > 0.06%）时，还可以适当地增加渣量。

在脱硫反应中，扩散成为决定整个反应过程快慢的限制性环节。为了进行充分扩散，以使反应达到平衡，需要很长的时间。实际上，脱硫反应在还原期的有限时间内总是来不及充分进行。钢液经过在炉内脱硫后，其实际的含硫量总是比与炉渣相平衡的数值高得多。在很多工厂的炼钢生产中，在出钢时采取“钢渣混出”的操作方法能够起到进一步脱硫的效果。生产经验说明：在一般的情况下，出钢后的钢液含硫量（质量分数）比临出钢前降低 30% ~ 50%左右（出钢前钢液含硫量高时达上限，含硫量低时为下限），而这些硫如果是在炉内脱掉时，则需要一个相当长的时间。

（3）合金钢冶炼要点

用氧化法冶炼合金钢的工艺过程与冶炼碳钢的工艺过程大体相同。其特点在于冶炼合金钢时需要把合金元素加入钢中（以铁合金或纯金属的方式加入）。为炼出优质的合金钢，在加合金元素方面应掌握以下几点。

1）适宜的加入时间　不易氧化的合金元素如镍等，可在装料时随同大批炉料一起装入炉中。氧化程度比较轻的合金元素如铜，可在熔化期末或氧化期初加入。总之，这类元素应在氧化脱碳以前加入，其优点是能够在氧化期当中靠钢液沸腾来清除由这些合金带来的气体和非金属夹杂物。特别是电解镍和电解铜，由于含有较多的氢，如果在还原期加入，就会使钢液的含氢量增加。

容易氧化的合金元素则应在还原期加入。越是容易氧化的合金元素，越是要求在脱氧良好的条件下加入。在还原期加入合金元素的好处是能减少合金元素的烧损，提高其收得率，便于控制化学成分（合金元素含量）。关于合金元素易氧化程度（元素对氧的化学亲和力）的比较可参看图 2.2-114。

2）考虑合金元素的收得率　冶炼合金钢时，为了准确地控制钢的化学成分，应该掌握各种合金元素的收得率。表 2.2-62 中列出在正常的冶炼条件下的合金元素的收得率。

3）干燥、块度适中的铁合金　铁合金在使用前应破碎成适宜的块度。铁合金的块度一般以 30 ~ 80 mm 为宜。电解镍板和电解铜板应剪成较小的块。块度过大时不易熔化，块度过小时氧化烧损多。铁合金加入炉中以前应该进行充分的烘烤，并及时使用，以尽可能避免将水分带入炉中而产生气体。在这方面，对在还原期中加入的铁合金，更需要进行严格处理。

表 2.2-62　碱性电弧炉氧化法合金的加入时间及收得率

合金名称	用　途	加入时间及条件	收得率/%
硅铁	脱氧	造还原渣时加入硅铁粉 7 ~ 10 min,	40 ~ 50
		在良好的白渣下加入	93 ~ 95
锰铁	预脱氧	扒除氧化渣后加入还原期中	85 ~ 90
		在良好的白渣下加入	93 ~ 95
铬铁	合金元素	还原期中，在良好的白渣下还原 15 min 后加入	95
钼铁	合金元素	随炉料装入或在熔化末期加入，还原期调整	95 ~ 98
钨铁		氧化末期或还原初期加入，还原期调整（补加 15 min 以上才能出钢）	95 ~ 98
钛铁	合金元素	出钢前 5 ~ 10 min 加入炉中或出钢前加入盛钢桶中	40 ~ 70
钒铁	合金元素	出钢前 5 ~ 8 min 加入 w（V）< 0.3%时	80 ~ 90
		w（V）> 1%时	95 ~ 98
硼铁	合金元素	出钢时加入盛钢桶中	30 ~ 60
镍	合金元素	随炉料加入	98
铜	合金元素	熔化末期或氧化初期加入	95 ~ 98
铝	脱氧	在钢液脱氧良好条件下，于出钢前 8 ~ 15 min，停电扒渣后，插铝	60 ~ 80

注：稀土合金以加入量计算，一般是在出钢前 2 ~ 4 min 加入。

4）科学的合金加入操作工艺　在加合金操作时，应该根据合金的特点采取相应的措施。例如：对于密度大而难熔化的合金，如钨铁，在加入炉中后应该注意搅拌，防止它沉在炉底，长时间不熔化（因为炉底的温度较低）。又如：在往钢液中加入密度小的合金如钛铁和铝时，应先扒开炉渣后再加入，加入后用耙子将它们压入钢液中，否则易发生炉渣包裹合金现象，导致合金不能沉入钢液。

7.1.4　酸性电弧炉氧化法炼钢

酸性炉衬电弧炉由于不能采用碱性炉渣，因而不能在炼钢中去除磷和硫。由于不需要脱磷和脱硫，造渣量就少，消耗的电能也较低。另一方面，以 SiO_2 为主要成分的酸性炉衬用耐火材料的热导率比以 MgO 为主要成分的碱性炉衬用耐火材料低得多，因而酸性电弧炉炼钢中通过炉壁的热损失也比碱性炉衬少得多。总之，用酸性电弧炉比用碱性电弧炉更能节省能量。

世界上一些工业发达国家，由于废钢的供应充足，而且价格比生铁便宜，故广泛采用酸性电弧炉炼钢来生产铸钢件。例如在美国，几乎全部的铸钢生产用电弧炉都是酸性的。我国目前废钢供应尚不充分，为适应使用生铁和回炉废铸铁件，因而普遍使用碱性电弧炉。但可以预料，随着国家工业快速发展，废钢的供应将日趋充足，而酸性电弧炉炼钢在铸钢生产上也会大幅度增加。

（1）酸性电弧炉炼钢的优缺点

1）炉衬寿命较长 碱性炉的炉衬是用镁砖和镁砂筑成。虽然氧化镁（MgO）的耐火度很高，但其热稳定性差，在反复的加热和冷却时容易产生裂纹，降低寿命，特别是不耐急冷急热。酸性炉衬是用硅砖和硅砂筑成，虽然二氧化硅的耐火度比氧化镁低，但是它的热稳定性好，经得起多次反复加热和冷却，也比较能耐剧烈的温度变化。这使得酸性炉衬的使用寿命远大于碱性炉衬，据统计酸性炉衬的寿命较碱性炉衬长10倍左右。而且酸性耐火材料的价格较低。

2）冶炼时间较短 由于酸性炼钢中不脱硫和脱磷，因而使得炼钢时间比碱性电炉炼钢短。酸性电弧炉的生产率高，月或年生产率比相同容量碱性电弧炉高25%～30%。

3）钢液中的气体和夹杂物较少 酸性炉钢液比碱性炉钢液的气体和夹杂物含量要少。这一方面是由于酸性炉渣的流动性差，能严密地遮盖住钢液表面，比较有效地防止气体侵入。另一方面，在酸性炉渣的作用下，钢液中所含的FeO较少。因为[FeO]是碱性氧化物，它与酸性炉渣的结合能力强，而与碱性炉渣的结合能力弱。也就是说，酸性炉渣比碱性炉渣的脱氧能力强。其结果是在酸性炼钢的还原期中，钢液的FeO含量能够降得很低。因而终脱氧的任务较轻，所需加入的铝量较少，脱氧所产生的夹杂物较少。因此，出钢前可少用或不用脱氧剂，钢的质量好，特别是韧性高，各向异性小。

酸性炉炼钢的主要缺点是不能脱磷和脱硫，因此必须使用低磷和低硫的炉料。

酸性炉可用来冶炼碳钢、低合金钢和某些高合金钢（如含硅的高合金钢、含铬的高合金钢等），但不适于冶炼高锰钢（因为MnO是碱性氧化物，会侵蚀酸性炉衬）。

（2）酸性电弧炉氧化法炼钢的工艺要点

酸性电弧炉炼钢主要用氧化法，个别情况下也用不氧化法。酸性炉炼钢工艺与碱性炉炼钢工艺有许多相似之处。下面介绍酸性电弧炉氧化法炼钢的工艺要点。

1）配料 由于酸性炉炼钢法不能有效地去除磷和硫，因此对炉料的含磷量和含硫量必须严加控制。生铁和回炉废铁中含磷、硫高。一般限制其使用量在10%以下。

2）补炉 补炉材料用硅砂，用质量分数为2%～6%的水玻璃作黏结剂。材料均碾细混匀，并在其中加入质量分数约5%的糖浆（密度1.4～1.5 g/cm^3）作黏结剂。对3～5 t电炉来说，打结层总厚度约200～250 mm，其寿命可达5 000～6 000炉。出于硅砖在加热时体积发生膨胀，烘炉升温应仔细进行，以提高炉衬强度。炉底在熔炼过程中不断吸附氧化铁，使其熔点下降。同时，炉底二氧化硅还参与还原反应。因此，在每炼一炉之后，不管炉底的状况如何，均应投铺一层新砂（硅砂和旧铸钢砂各半）熔补，以得到含二氧化硅高的表面层。每当熔炼25～30炉后，应当用石灰浸蚀炉底表面层，然后重新投铺新砂，更换表面层。

3）熔化期 熔化期中加入酸性造渣材料（硅砂、适量的石灰和碎烧土砖块），造渣材料加入量约占钢液重量的2%。

4）氧化期 出于没有脱磷任务，氧化期的主要任务是借助氧化脱碳所造成的钢液沸腾来清除气体和非金属夹杂物，提高钢液温度至接近于出钢温度，为还原期创造条件。脱碳可以采用吹氧法或矿石法。氧化期终了时，应扒除全部或大部分炉渣，另造新渣。氧化期的时间一般为15～20 min。所采用的操作方法仍然是依靠脱碳反应所产生的搅拌作用，为此，熔化完毕，碳应比钢中平均质量分数高0.10%～0.20%（矿石脱碳）或0.25%～0.35%（吹氧脱碳）。当熔炼普通碳钢铸件时，碳应稍低于上述范围，此时可不加氧化剂，脱碳反应依靠熔池的高温及钢中碳与渣中氧化铁相互作用而进行。因炉渣氧化能力不强，故脱碳速度较慢，约0.25%～0.30%/h。当熔炼重要铸件时，这种脱碳速度不足以引起熔池强烈沸腾，正常情况下应达到w（C）0.4%～0.5%/h。为此，应该向熔池加矿石或吹氧，并加入石灰，以提高熔池氧化能力。此时，炉渣成分（质量分数,%）大致如下：

CaO	FeO	MnO	SiO_2
20	35～40	10～15	40～50

氧化末期，当钢液温度很高，而炉渣流动性很差时，有可能产生硅的还原。它常发生于钢液含碳最高、氧含量很低、炉渣二氧化硅含量较高、氧化铁含量较低的情况下，其现象是炉门和电极孔都冒白烟，观察钢液时会发现表面的沸腾（比碳沸腾的强度小），常称之为“硅沸腾”。被还原出来的硅进入钢液，使之自动脱氧，熔池深部沸腾即告停止。硅与钢液中的氧反应，生成二氧化硅夹杂，此夹杂不易排除。“硅沸腾”是有害现象，应当注意防止，主要方法是控制熔池温度和炉渣成分。当发生有这种现象时，可减小电流或向渣中加入碎块石灰（或少量铁矿石），以终止其“沸腾”。氧化期酸性法中没有磷的氧化物，故可保留氧化渣直接进入还原期，不致损害成品钢的质量。

5）还原期 还原期的任务是脱氧和调整成分。其方法有沉淀法、扩散法和硅还原法几种。

① 沉淀法：酸性炉常用的沉淀脱氧剂仍然是锰铁、硅铁和铝。由于酸性钢液中二氧化硅颗粒处于饱和状态，故硅的脱氧能力是不强的，而酸性法中锰和铝的脱氧能力均有所提高。酸性操作采用沉淀脱氧时，常用脱氧剂的加入次序仍然是锰、硅和铝以及硅、锰和铝两种，后者锰的损耗少。但应指出，酸性炉中加入脱氧剂不仅是降低钢中含氧量，而且影响钢液的流动性和高的硫含量，故不能单从其脱氧能力的大决定其加入次序。钢液流动性不仅与温度有关，也与钢液中悬浮的颗粒——非金属夹杂物含量有关。实践证明，随钢液中夹杂物含量的增加，其流动性将降低。改变沉淀脱氧的加入次序，钢液流动性是不同的。例如，先锰后硅，虽然锰的损耗大一些，但钢液流动性好；相反，先硅后锰，流动性不好。显然，在后一种情况下，钢液中氧化物量较少，而二氧化硅颗粒较多。为了得到较纯的钢液，最好使用复合脱氧剂。如脱氧剂元素与硫的亲和力较大，则能生成各种硫化物，可减小硫的有害影响。研究结果表明：随着残留铝量的增加，酸性钢的性能会得到一定程度的改善，随着硅锰钙合金加入量的增加，冲击韧度也会提高。看来，这些情况均与硫的存在形式有关。

② 扩散法：在酸性渣下扩散法的实质有两方面：一是依靠粉状脱氧剂使渣中氧化铁还原；二是依靠大量的自由态二氧化硅会与氧化铁结合。这样，不论是渣中氧化铁总量或渣中活性的氧化铁浓度都将降低。此时，根据分配定律，氧化铁从钢液转入炉渣，实现扩散脱氧。用硅砂、石灰及粉末状脱氧剂（碳粉、等）造还原渣，其成分（质量分数,%）大致如下：

SiO_2	FeO	MnO	Al_2O_3	CaO
55～60	3.0～5.0	5～10	5～10	17～24

这种渣的基本特点是SiO_2和CaO浓度高，而FeO浓度低。适当的氧化钙含量，可保证炉渣有好的流动性；同时，降低自由二氧化硅的浓度，从而限制硅的还原。

③ 硅还原法 硅还原脱氧法是酸性炼钢的特点之一，钢液依靠由渣或炉衬还原出来的硅进行“自动”脱氧。二氧化硅中硅还原的还原剂可能是碳、铁或锰。用铁还原的反应只能在还原末期渣中氧化铁含量很低时进行；酸性钢液中残锰量是不高的，所以用锰作还原剂的可能性较少。因此，硅还原的主要还原剂仍是碳。当渣中含w（V）=55%，

$w(SiO_2) = 60\%$，$w(F_2O) = 14\% \sim 15\%$时，硅还原程度会很高，最后钢液中含硅的质量分数可达0.17%～0.20%，故不必再调整含硅量，仅需补加锰铁及其他合金材料。含硅量过高是不希望的，控制不好成分会超过规格，并容易使钢液过热。目前，酸性炉脱氧单一使用硅还原法的已不多见，仍以沉淀-扩散相结合的综合脱氧法为好。酸性炉的合金化操作与碱性炉相似，但回收率较高。

酸性电炉炼钢还原的总时间大约为15～30 min。当钢液脱氧良好，而且钢液温度达到出钢温度要求时，即可进行钢液化学成分的调整。化学成分调整好以后，进一步用铝进行终脱氧。

6）出钢　停电，升起电极，倾炉出钢。钢液在盛钢桶中镇静5 min以上时间后开始浇注。

7.1.5　直流电弧炉炼钢

最早的电弧炉炼钢始于1830年，当时是采用直流电的。由于在当时的技术条件下，不能提供大功率的整流器，故电弧炉的容量小。多年来，炼钢电弧炉一直采用交流电。直至近年来，工业上能生产大功率整流器，直流电弧炉才又重新应用于炼钢工业。目前国外已有不少工厂采用直流电弧炉，其最大容量已达到75 t。我国目前也有一些工厂采用直流电弧炉。用于铸钢生产的直流电弧炉的最大容量为15 t。20世纪60年代以后，由于大功率的电源晶闸管整流技术的发展，引起了人们研究以直流电弧作为冶炼热源的兴趣。德国的MAN-GH-BBC公司于1982年6月联合开发和建造了世界上第一台用于工业生产的12 t直流电弧炉，并在施罗曼－西马克公司的克劳茨塔尔·布什钢厂正式投产，用于铸钢生产。随后这两家公司又为美国的大林顿钢厂把30 t交流电弧炉改造成直流电弧炉，这是第一座用来炼钢的直流电弧炉，并获得了良好的结果。瑞典ASEA公司与德国KRUPP公司建造了50 t的直流电弧炉，德国的曼内斯曼－迪马克公司也为蒂逊公司将110 t超高功率电炉改造成直流电弧炉。同时，法国、日本、前苏联等国也积极制造直流电弧炉，如1985年底，当时世界上最大的75 t、48 MV·A直流电弧炉在法国埃斯科钢厂投产，1989年日本钢管公司制造了目前世界上容量最大的130 t直流电弧炉，在东京制铁公司九州工厂投产。不少发达国家都准备新建或改造中型与大型直流电弧炉。我国也不例外，正在迎头赶上。直流电弧炉在近十年来获得如此迅速的发展，令人瞩目。这是因为它具有降低耐火材料和电极消耗、降低噪声、减轻污染、稳定电弧、提高炉龄、减少或消除电网电压波动与闪烁等优点。实践已证明，它不仅可以经济地应用于大型电炉炼钢，还可以用于合金冶炼、钢包精炼及电渣冶金等领域，有着广阔的发展前途。

直流电弧炉的炉体部分构造如图2.2-118所示。电弧在上部电极（可沿上下方向运动）与底部电极之间产生。直流电弧炉也有采用另一种结构形式——两根电极（无底部电极）的。

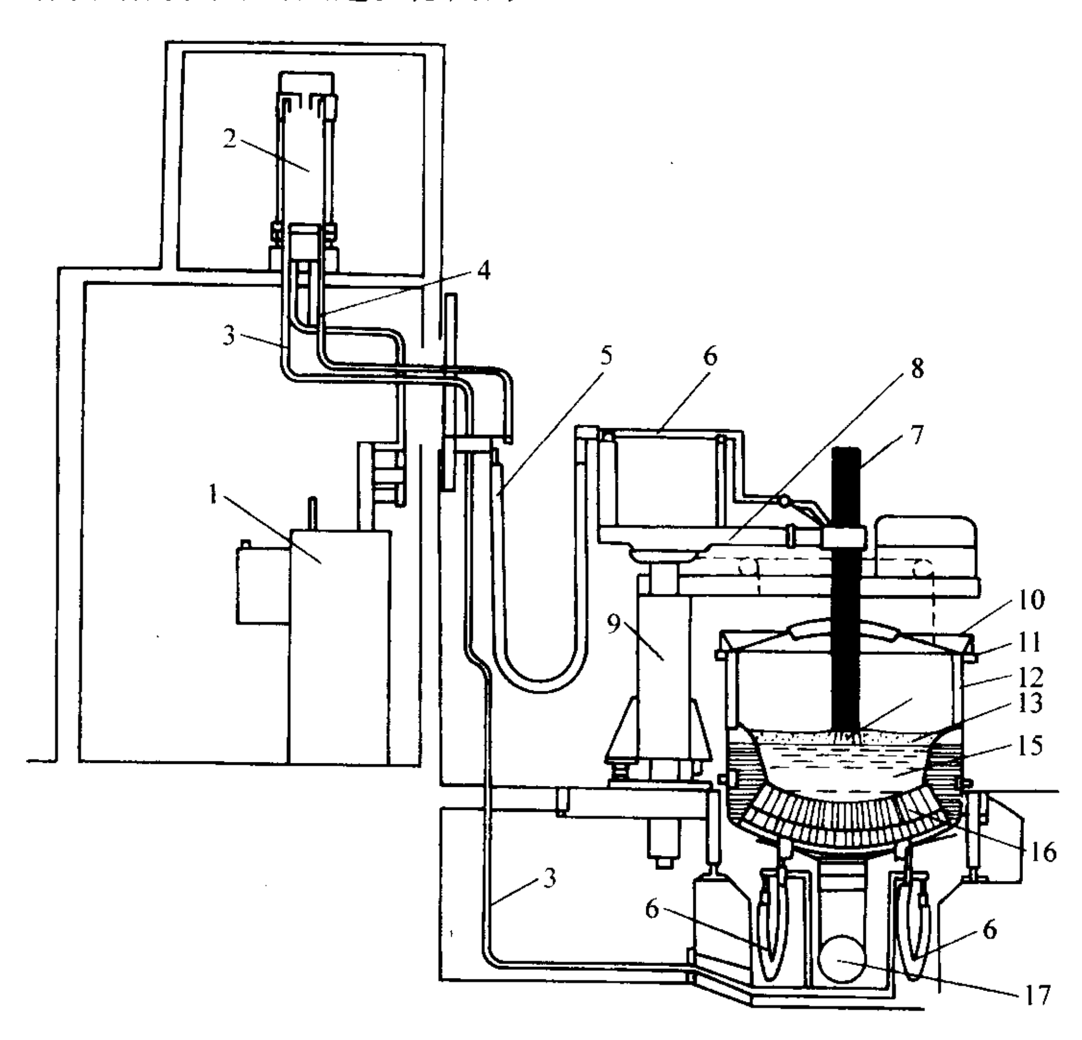


图2.2-118　直流电弧炉炉体部分构造示意图

1—电炉变压器；2—整流器；3—水冷汇流排管（正极）；4—水冷汇流排管（负极）；5—水冷电缆（正极）；6—水冷电缆（负极）；7—石墨电极；8—电极支撑臂；9—液压电极支撑装置；10—电炉炉盖；11—炉盖与炉体外壳间的电绝缘法兰；12—炉体外壳；13—炉渣；14—电弧；15—钢液；16—导电炉底（镁砂石墨砖砌成）；17—炉底通风冷却装置

与交流电弧炉相比，直流电弧炉在性能方面有许多优点。其主要优点如下。

1）电弧稳定性强。交流电弧每秒钟内点燃－熄灭100次（50 Hz交流电），因而稳定性较差。特别是在熔化初期，经常发生断弧，对电网产生闪烁效应。而直流电弧无自然的点燃－熄灭过程，电弧的稳定性高。

2）电极消耗量少。交流电弧炉由于电弧不稳定，在频繁的点燃－熄灭过程中，产生电极表面崩碎，致使电极损耗较大，而直流电弧炉由于无自然的点燃－熄灭电弧过程，电极损耗较小。作为对比，对应于单位能耗（1 kW·h）的石墨电极消耗率，在交流电弧炉中的消耗率为6g/kW·h，而在直流电弧炉中则仅为1.4 g/kW·h。

3）噪声和污染程度小。交流电弧炉由于电弧的自然点燃－熄灭过程而产生100 Hz频率的噪声，这种低频率的噪声难以用隔离或吸收的方法来消除。而直流电弧产生的噪声的频率较高（大部分在300 Hz以上），而且声量较低，较易于采取措施降低。

4）电能消耗较低。在炼钢的单位能耗（kW·h）方面，

直流电弧比交流电弧炉低 3%～5%。

5）电弧较长。与交流电弧相比，直流电弧较长，可用长电弧操作，有利于减少钢液增碳。特别对于冶炼低碳钢，这是一个很大的优点。

6）能产生电磁搅拌作用 交流电弧炉中电极电流产生的交变磁场，不会在钢液中产生机械搅拌作用。而直流电弧炉中电极电流产生的恒定方向的磁场，在钢液中产生搅拌作用，使熔池的化学成分和温度均匀。

直流电弧炉的炼钢工艺与交流电弧炉相同。由于直流电弧炉炼钢有许多优点，可以预料，在今后，直流电弧炉炼钢将会得到日益广泛的应用。

7.2 感应电炉炼钢

7.2.1 概述

感应电炉熔炼是利用交流电感应作用，使坩埚内的金属炉料本身发出热量，将其熔化，并进一步使液体金属过热的一种熔炼方法。感应电炉依其构造分为有芯式和无芯式两种类型。前者适用于熔炼非铁合金；后者适用于熔炼钢及合金，特别是高级优质合金钢及特殊合金，也应用于感应加热（热处理）或特殊铸造方面。炼钢用的是无芯式感应电炉，其工作原理示如图 2.2-119 所示。在一个耐火材料筑成的坩埚外面，有螺旋形的感应器（感应线圈）。在炼钢过程中，装在坩埚内的金属炉料（或熔化成的钢液），犹如插在线圈中的铁心。当往线圈中通以交流电时，由于感应作用，在炉料（或钢液）内部产生感应电动势，并因此感生感应电流（涡流）。由于炉料（或钢液）本身有电阻，故在涡流通过时会发出热量。感应电炉炼钢所需的热量就是利用这种原理产生的。与电弧炉炼钢相比，感应电炉炼钢有以下的特点。

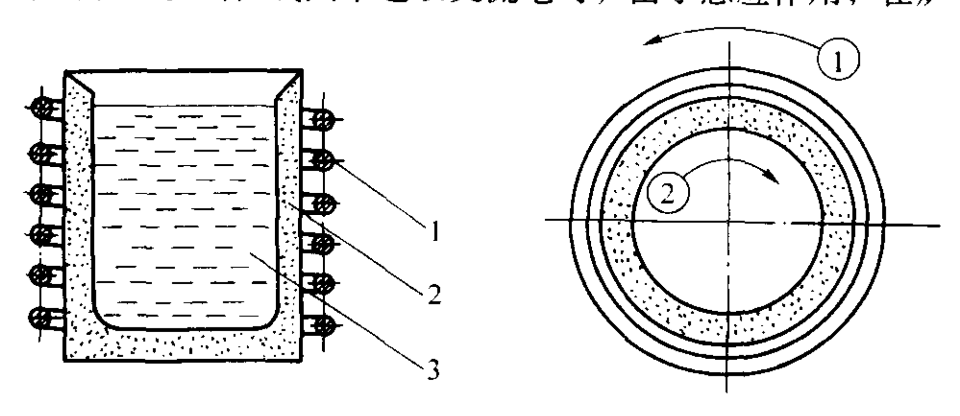


图 2.2-119 无芯感应电炉的工作原理

1—感应器；2—坩埚；3—钢液（或炉料）；
①—感应器中瞬间电流方向；
②—钢液（或炉料）中产生感应电流方向

1）加热速度较快。电弧炉炼钢中，熔炼所需的热量由电弧产生，通过空气和炉渣传给炉料和钢液。这种间接加热方式的速度较慢。而在感应电炉炼钢中，熔炼所需的热量是在炉料和钢液内部产生，这种直接加热方式的速度较快，特别是在炉料熔化成钢液以后，进一步使钢液过热的阶段中，感应加热更显出其优越性。

2）氧化烧损较轻，吸收气体较少。与电弧炉炼钢相比，在感应电炉炼钢中，由于没有电弧的超高温作用，使钢中的元素烧损率较低。又由于没有电弧产生的冲击，空气中水蒸气不致被电离为原子氢和原子氧，因而减少了钢液中气体的来源。

3）炉渣的化学活泼性较弱。在电弧炉炼钢中，炉渣的温度高，化学活泼性强，在炼钢过程中能够充分地发挥其控制冶金反应（如脱磷、脱硫、脱氧等）的作用。而在感应电炉炼钢过程中，炉渣是被钢液加热的，其上面又与大气接触，故炉渣温度较低，化学性能较不活泼，不能充分发挥它在冶炼过程中的作用。

感应电炉炼钢工艺比较简单，生产比较灵活。近年来，感应电炉发展得很快。特别是生产铸钢件的中、小工厂和精密铸造厂，感应电炉炼钢的应用更为广泛。

7.2.2 无芯感应电炉构造

无芯感应电炉主要由两个部分构成：炉体部分和电气部分。炉体部分的构造如图 2.2-120 所示。当交流电通过感应器时，在感应器的内部空间中便产生了交变磁通。交变磁通在金属炉料（或钢液）内引起感应电动势，在垂直于磁通的平面上产生涡流，从而起加热作用。感应电动势的大小与磁通及电流频率有关，其关系式如下：

$$E = 4.44\Phi N/f$$

式中，E 为感流电动式，V；Φ 为磁通，Wb；N 为感应器匝数；f 为交流电频率，Hz。

由式可见，增大磁通和提高交流电频率，能够提高感应电动势。

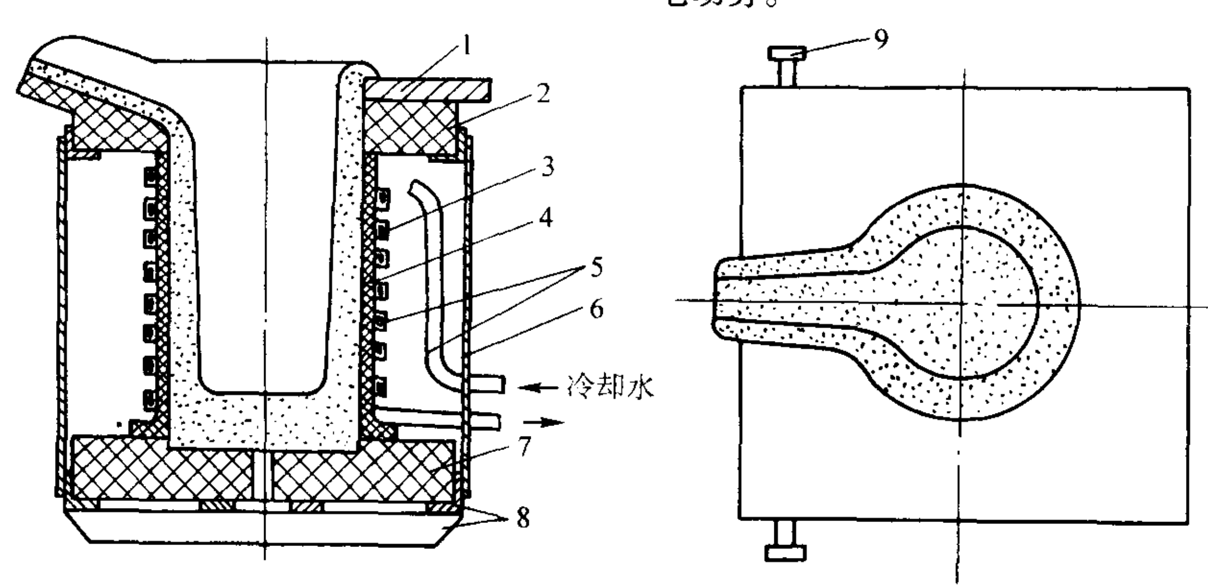


图 2.2-120 感应电炉炉体部分构造图

1—水泥石棉盖板；2—耐火砖上框；3—捣制坩埚；4—玻璃丝绝缘布；5—感应器；
6—水泥石棉防护板；7—耐火砖底座；8—不锈钢制（不感磁）边框；9—转轴

应该指出，在炉料（钢液）内部，磁通的分布并不是均匀的，而是越靠近外层（坩埚壁），磁通密度越大，越靠近坩埚的中心线，磁通密度越小，因此在外层中产生的感应电动势和电流比里层来得大，这就是所谓的“集肤效应”。由于这种电流密度不均匀现象的存在，使得坩埚内炉料（钢液）外层的发热量大于里层。采用的电流频率越高，“集肤效应”越显著，则发热越是集中于外层。因此，对于大直径（大容量）的坩埚来说，如果采用高频率，则在炉料中将只有一个筒状的外层中发出较多的热量，而里层发热很少（见图 2.2-121）。在这种情况下，加热的效果低。为此应使电流频率与坩埚直径（炉子容量）相适应。即炉子的容量大时，所采用的电流频率应该低些。这即是感应电炉的用电频率与

其容量之间有一定对应关系的道理。无芯感应电炉依照所采用不同的电流频率范围，可分为高频感应电炉、中频感应电炉和工频感应电炉三种类型。

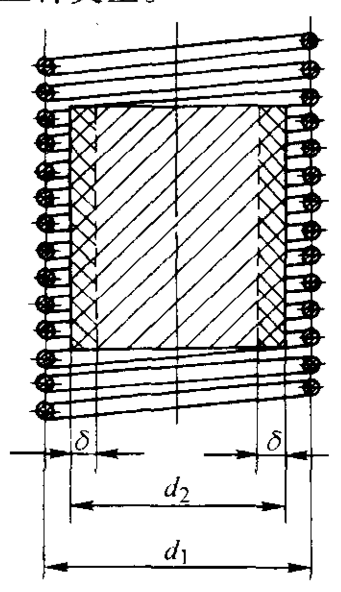


图 2.2-121　感应电炉发热层示意图

d_1—感应器内径　d_2—坩埚（炉料或钢液）直径

δ—主要发热层厚度

1）高频感应电炉　采用的电流频率一般是 200 ~ 300 kHz，电炉容量一般是 10 ~ 60 kg。这种感应电炉一般是在实验室作科学研究用。

2）中频感应电炉　采用的电流频率一般是 1 000 ~ 2 500 Hz，电炉容量一般是 50 ~ 1 000 kg。国产的无芯式中频感应电炉的主要技术性能见表 2.2-63。目前中频感应电炉的使用越来越广泛，容量越来越大。

3）工频感应电炉　采用工业用电的频率（我国为 50 Hz），电炉容量一般是 500 ~ 10 000 kg。工频感应电炉一般用于熔炼铸铁。

感应电炉在熔炼过程中，感应器受到高温炉衬的强烈加热。为了避免温度过高，一般都将感应器的铜导线设计成中空式的，制成异形铜管，以便通水冷却。

为了倾炉出钢的需要，感应炉的炉体是通过转轴装在炉架上，用机械或液压方式驱动，使炉体倾转。

感应电炉的电气部分的作用是供给感应器所需要的电流。高频电炉和中频电炉的电气部分都包括有变频的装置。变频可以采用不同的方法：高频感应电炉采用的是电子管振荡装置；中频感应电炉采用中频电动机或晶闸管变频装置。近年来，晶闸管变频的应用有了很大的发展。用晶闸管变频不仅电能的利用效率较高，而且结构较紧凑，噪声低，使用效果良好。

表 2.2-63　无芯式中频感应炼钢电炉的技术性能

序号	技术性能		电炉型号			
			GGW-0.06	GGW-0.15	GGW-0.43	GGW-0.9
1	电炉容量/kg		60	150	430	900
2	额定功率/kW		50	100	250	500
3	感应圈电压/V		750	1 000	2 000	2 000
4	相数		1	1	1	1
5	频率/Hz		2 500	2 500	2 500	1 000
6	功率消耗/$kW\cdot kg^{-1}$		0.83	0.66	0.58	0.55
7	工作温度/℃		1 600	1 600	1 600	1 600
8	熔炼时间/min		60	75	75	70
9	单位耗电量/$kW\cdot h\cdot t^{-1}$		1 000	950	940	770
10	耗水量/$m^3\cdot h^{-1}$		1	1	5	4.5
11	坩埚尺寸	直径(炉口/炉底)/mm	φ220/φ170	φ275/φ225	φ430/φ380	φ560/φ480
		高度/mm	360	520	555	800
12	炉体外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）		1 245×1 030×1 096	1 245×1 030×1 096	2 280×1 920×2 180	2 120×2 700×3 800

由于感应电炉的感应器是一个很大的电感，再加上磁通是经过空气而闭合的，所以感应电炉的无功功率相当大，功率因数（cosφ）相当低，其值一般只有 0.10 ~ 0.11。因此必须采用相应的电容器与感应器并联，以补偿无功功率，提高功率因数。感应电炉的功率越大，则所需配上的电容器的容量也越大。

7.2.3　感应电炉炼钢

由于感应电炉炼钢中炉渣温度较低，化学反应能力较弱，故多采用不氧化法炼钢。一般情况下，待炉料全部熔化后，即行脱氧、调整化学成分和出钢。同样是由于炉渣化学反应能力较弱的原因，在炼钢过程中一般不进行脱磷和脱硫。在生产中，酸性炉衬和碱性炉衬都有采用的。本节中将综合地论述碱性感应电炉不氧化法和酸性感应电炉不氧化法的炼钢工艺。

（1）炉衬材料和筑炉

酸性感应电炉的炉衬所用的耐火材料为硅砂。黏结剂一般使用硼酸和水玻璃。硅砂的化学成分（质量分数）应符合以下要求：SiO_2 = 90% ~ 99%；杂质含量：Fe_2O_3 ≤0.5%，CaO≤0.25%，Al_2O_3 ≤0.2%，以及极微量的其他氧化物。硼酸应符合以下要求：B_2O_3 ≥98%，粒径小于 0.5 mm。打结坩埚所使用的材料一般为两种：一种是用于打结坩埚的下部（与钢液接触的部分），另一种是用于打结坩埚的上部（称为炉口部分或炉领部分）。这两种炉衬材料的质量配比如下。

炉衬材料：粒度 5 ~ 6 mm 硅砂 25%；2 ~ 3 mm 硅砂 20%；0.5 ~ 1.0 mm 硅砂 30%；硅石粉 25%；外加硼酸 1.5% ~ 2.0%。

炉领材料：粒度 1 ~ 2 mm 硅砂 30%；0.2 ~ 0.5 mm 硅砂 50%；硅石粉 20%；外加水玻璃 10%。

碱性感应电炉所用的耐火材料为镁砂。镁砂成分（质量分数）的要求：MgO 约 87%；SiO_2 约 4%；CaO≤5%。应特别注意尽量减少氧化铁的含量，因为氧化铁具有一定的导电性。如果打结用的材料中混有氧化铁时，炉衬就有导电性，易发生漏电（电流穿过炉衬），甚至造成炉衬被击穿的事故。

碱性感应电炉的坩埚材料是用硼酸和水玻璃作为黏结剂的。坩埚材料也分为两种：炉衬材料和炉领材料。它们的质量配比如下。

炉衬材料：粒度 2 ~ 4 mm 镁砂 15%；0.8 ~ 1 mm 镁砂 55%；小于 0.5 mm 镁砂 30%。外加硼酸 1.5% ~ 1.8%。

炉领材料：粒度 1 ~ 2 mm 镁砂 40%；小于 1 mm 镁砂 40%；耐火黏土 20%。外加适量的水玻璃。

上述两种材料在性能方面的特点是：炉衬材料的耐火度较高，而炉领材料的烧结强度较高。

炉衬的打结方法如下：在打结炉衬以前，先在炉底板上和感应器内面铺一层玻璃丝布（或石棉板），以起绝缘和隔热作用。然后打结坩埚底，坩埚底打结好后，放上坩埚模样（用 5 ~ 7 mm 厚的钢板焊成坩埚的内部形状），找正位置，并加以固定；然后用捣固叉分几层进行坩埚壁的打结。在打结

到感应器以上的高度后，换用炉领材料继续打结。在坩埚打结完后，不必将坩埚模样取出，在通电烘烤炉衬的过程中，它能起到感应加热的作用，并在熔炼第一炉钢液时，随同炉料一起熔化。

坩埚打结好后，首先进行自然干燥，然后进行烘烤。烘烤方法可以用火烘烤或通电烘烤。火烘是将焦炭装入钢板焊制的空心模形内，点火缓慢烘烤。通电烘烤也要缓慢，以免将炉衬烘裂。为此，可以采取间断通电的方法。烘烤的时间一般应不少于 8 h。表 2.2-64 所示为几种感应电炉烘炉规范。

表 2.2-64　几种感应电炉烘炉规范

150 kg（用电压调节器时）	送电电压/V	130	220	220	260	380	380	—
	送电时间/h	1.5	1.5	2	1	1	熔化	—
	断电时间/h	0.3	0.3	0.3	0.3	0.5	—	—
150 kg（不用电压调节器时）	送电电压/V	220	220	220	380	220	220	380
	送电时间/h	1.5	2	2	0.5 ~ 1	2	2	熔化
	断电时间/h	0.3	0.3	0.3	4 ~ 6	0.3	0.3	—
1.5 t	烘炉时间/h	0 ~ 2	2 ~ 4	4 ~ 6	6 ~ 8	8 ~ 10	10 ~ 12	—
	每 5 min 内送电时间/min	0.5	0.75	1	1.5	2	2.5	—

（2）炉料和装料

酸性感应电炉由于不能脱磷和脱硫，因此所用的炉料必须是低磷和低硫的。在碱性感应电炉炼钢条件下，通过造碱性炉渣，能起到一些脱磷、脱硫的作用，所以对炉料的适应性较强，炉料的平均含磷量和含硫量允许稍高一些。但就脱磷和脱硫能力而言，碱性感应电炉远低于碱性电弧炉。

感应电炉炼钢一般不采用氧化法。由于没有氧化脱碳沸腾精炼的手段，故应尽量减少气体和夹杂物的来源。在这方法，炉料是否洁净是重要的因素。应要求炉料表面无锈、油，炉料的化学成分应该明确，并要求精确地进行配料。炉料的尺寸应该根据坩埚的大小来考虑，不要过大或过小，原则是使炉料能装得紧实，以利导磁和导电。

为了加速炉料的熔化，应该注意装料的方法。一般说来，大块的炉料应该装在坩埚壁的附近，小块料装在中间部分和炉底，因为靠坩埚壁处炉温高，而中心部分和炉底部分的炉温较低。在大块炉料的空隙中间用小块料充填。炉料装得紧密，则熔化得快，耗电量也少。

装料时必须停电操作，以免发生人身事故。

（3）熔化

炉料装好后开始通电熔化。大约在通电开始后 10 min 内用较小的（40% ~ 60%）功率通电，以防电流波动太大。过了这段时间以后，电流趋于稳定，就可以使用大功率熔化，直至炉料熔清为止。熔化期中应经常调整电容器的容量，以保证得到最大的功率因数。在熔化过程中应经常用炉钎捅料，注意避免炉料互相挤住而发生“搭桥”。当大部分炉料熔化以后，加入造渣材料。

酸性造渣材料（质量分数）：造型用新砂 65%，碎石灰 15%，氟石粉 20%。也可以用碎玻璃造渣。

碱性造渣材料用石灰和氟石，其质量分数大约是石灰 80%，氟石 20%。当炉料中含磷、硫量较高时，在炉料熔清时，可扒除大部分炉渣，更换新渣。

（4）脱氧和出钢

采用不氧化法炼钢时，炉料熔清后就可以进行脱氧。一般采用将脱氧剂（锰铁、硅铁）直接加入钢液中进行脱氧（沉淀脱氧）的方法。脱氧以后，进行化学成分的调整，然后插铝进行终脱氧。终脱氧后，停电，倾炉出钢。

应该注意，在炼钢过程中，所有加入炉中的材料都必须是干燥的。其中造渣材料及铁合金应经过高温烘烤，以免材料中含有水分，加入钢液中会产生气体。

（5）合金钢的冶炼

感应电炉不氧化法炼钢由于不进行钢液的氧化，所以钢中合金元素的氧化烧损较少，适宜于冶炼合金钢。

酸性感应电炉不氧化法适于冶炼除了含高锰成分的钢种以外的各种合金钢。不适于冶炼含高锰成分的钢种，是因为含高锰成分的钢液中含有大量的 MnO，而 MnO 是碱性氧化物，会严重腐蚀酸性炉衬。

碱性感应电炉不氧化法适于冶炼各种合金钢。

用酸性感应电炉不氧化法和碱性电炉不氧化法冶炼合金钢时，合金元素的收得率见表 2.2-65。

表 2.2-65　酸性感应电炉和碱性感应电炉炼钢中合金元素的收得率

元素名称	合金名称	适宜加入时间	收得率/%	
			酸性	碱性
镍	电解镍	装料时	100	100
铜	电解铜	装料时	100	100
钼	钼铁	装料时	98	100
钨	钨铁	装料时	98	100
铌	铌铁	装料时	—	100
铬	铬铁	装料时	95	97 ~ 98
锰	锰铁或金属锰	出钢前 10 min	90	94 ~ 97
硅	硅铁	出钢前 7 ~ 10 min	100	90
钒	钒铁	出钢前 5 ~ 7 min	92 ~ 95	95 ~ 98
钛	钛铁	出钢前用铝脱氧后加入	—	85 ~ 92
硼	硼铁	出钢前加入或出钢时在盛钢桶中冲熔	—	50

7.2.4　真空感应电炉炼钢

（1）电炉的构造和工作原理

真空感应电炉的炉体部分构造见图 2.2-122。感应器、坩埚及待浇注的铸型是安装在用不锈钢制成的炉壳内，在真空条件下熔化。待炉料熔清、钢液温度达到要求后，即可倾炉出钢。炉内熔炼情况，可通过炉盖观察孔看到。

（2）真空感应电炉炼钢的优点

在真空条件炼钢的过程中，对温度和压力都能控制。与大气下炼钢相比，真空感应电炉炼钢有以下优点。

1）能比较彻底地清除钢液中的气体　根据气体溶解度定律，对于双原子气体（H_2、N_2）能在钢液中的溶解量，与炉气中该气体分压力的平方根成正比，关系式为

$$[H] = k_1 \sqrt{p_H}$$

$$[N] = k_2 \sqrt{p_N}$$

式中，[H]、[N] 为氢和氮在钢液中的溶解量；p_H、p_N 为炉气中氢和氮的分压力；k_1、k_2 为平衡常数。

由上式可见，当降低炉气中氢和氧分压时，钢液中气体含量就会随之减少。如炉中的真空度很高（即 $p_H \approx 0$，$p_N \approx 0$）时，则钢液中的含气量可以降到很低的程度。例如，当真空度达到 1.33 Pa（10 mmHg）时，钢液中的氢含量可降低到 1×10^{-6} 以下。

2）钢中元素氧化轻微　由于炉料熔化和钢液过热是在真空下进行的，故钢中的元素氧化程度非常轻微，极少生成夹杂物。因此，只要炉料清洁，钢液就很纯净。

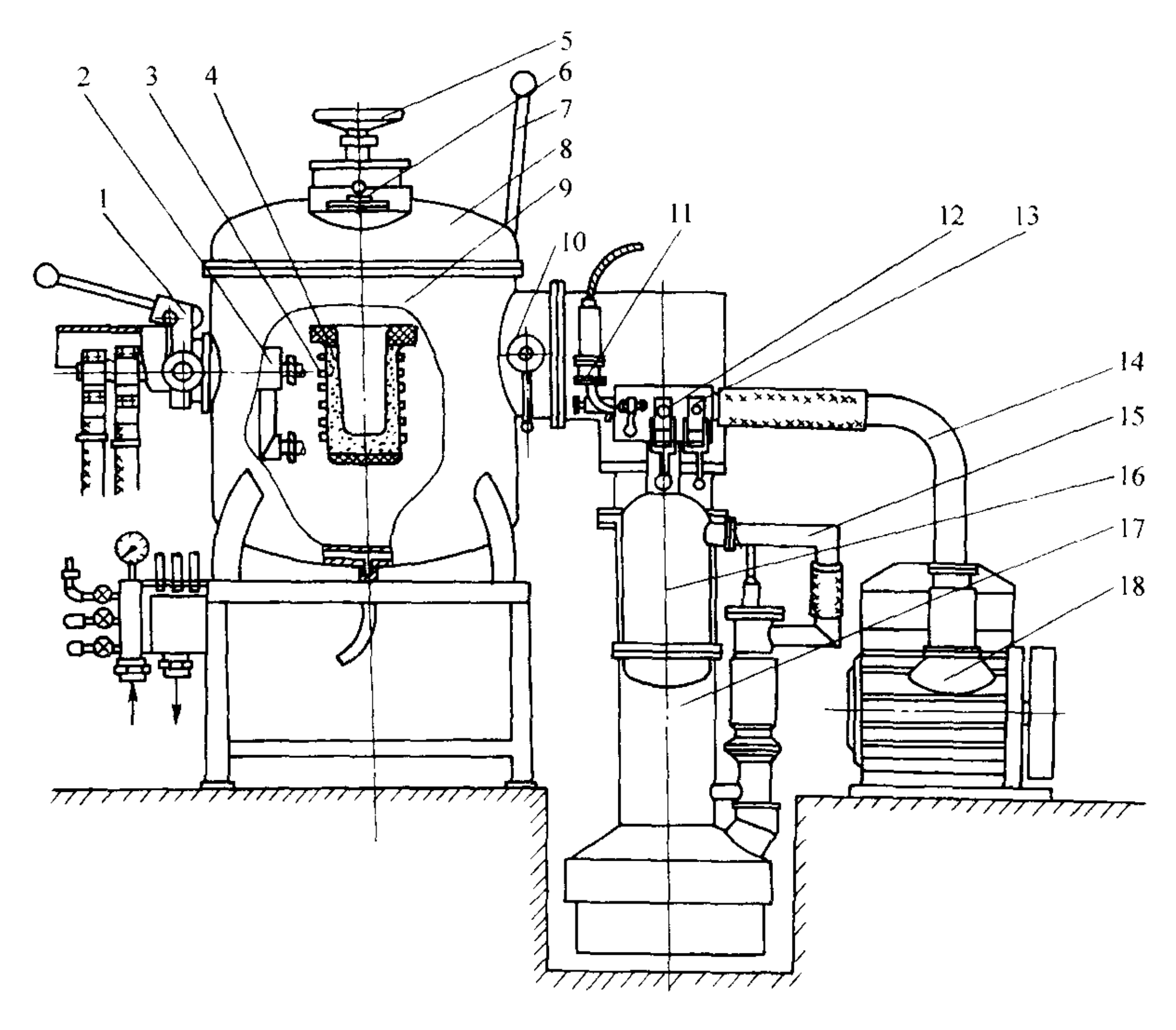


图 2.2-122 真空感应电炉（坩埚容量25 kg）炉体部分构造

1—真空密封回转轴承；2—接线装置；3—感应器；4—炉衬；5—加料器；6—观察孔；7—加料翻斗；8—炉盖；9—炉壳；10—测温装置；11—真空计接头；12—高真空控制阀；13—低真空控制阀；14、15—真空管道；16—真空容器；17—扩散式真空泵；18—机械式真空泵

3）钢液中含氧量极低 在真空条件下，碳具有很高的脱氧能力，这是因为碳的氧化反应

$$C + FeO \rightarrow CO + Fe$$

所生成的一氧化碳被抽走，故使反应进行得很彻底。因此，即使钢液由于某种原因（例如炉料不很洁净）而受到氧化时，也会在碳的作用下将氧脱得干净。实际上，在真空感应炼钢中，无需加其他脱氧剂进行脱氧。

4）炼钢工艺简单 由于不进行氧化和脱氧等操作，所以炼钢的冶金过程很简单，实际上是炉料重熔的过程。

由于上述优点，真空感应电炉适宜于冶炼高纯净度的，以及要求严格控制化学成分的钢种。

（3）真空感应电炉炼钢中存在的问题

1）金属元素的蒸发 钢液中每种元素都有它一定的蒸气压，当蒸气压超过外界压力时，元素即会蒸发。在常压下进行的炼钢过程中，并不发生显著的蒸发现象。但在真空条件下冶炼时，钢中某些蒸气压较高的元素（主要是锰）就会发生显著的蒸发现象，从而导致化学成分控制的困难。在真空度为1.33 kPa（10 mmHg）条件下炼钢时，锰的损耗曲线如图2.2-123所示。由此可见，在真空条件下炼钢时，锰的损耗是很显著的，且其损耗量与时间成近于直线的关系。从图上也可看出，温度对于蒸发速度有重要的影响。其原因在于，钢液中锰的蒸气压随温度的上升而增高。除锰以外，铜也比较容易蒸发，但蒸发速度则比锰小得多。铬、铁等元素蒸发甚微，实际上可以忽略不计。

2）钢液的沾污 在真空冶炼条件下，炉衬耐火材料会被钢液所浸蚀，这种浸蚀表现为耐火材料中的 SiO_2 成分被钢液中的碳所还原。其结果是还原产物Si进入钢液，使钢液的化学成分发生变化，这种现象称为钢液的沾污。其反应式可写为

$$2[C] + (SiO_2) = [Si] + 2CO\uparrow$$

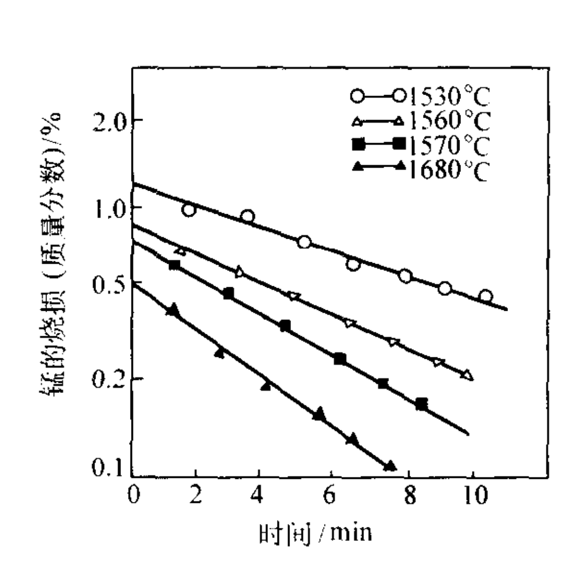


图 2.2-123 真空熔炼中锰的烧损曲线

这一反应在大气冶炼条件下，由于炉气中CO的分压力较高，故反应速度受到限制。而在真空条件下，反应程度显著。其结果是使钢的含碳量降低，而含硅量则增高。在真空条件下，用 $SiO_2-Al_2O_3$ 材质坩埚熔炼C质量分数=0.2%的钢时，含碳量与含硅量的变化示如图2.2-124。由于铝与氧之间的化学亲和力很强，故炉衬材料中的另一种成分 Al_2O_3 基本上不被还原，即不会发生钢液增铝的现象。

在真空感应电炉炼钢中，对上述钢液化学成分变化的现象，应给予重视。

7.3 铸造用钢的炉外精炼

7.3.1 概述

炉外精炼是近代炼钢技术发展的一个重要方向。炉外精炼过程是先采用电弧炉（或平炉、感应电炉等）进行钢的初炼（熔化炉料以及脱磷等），而将其后的精炼（脱碳、脱硫、脱氧等）放在精炼设备中完成。炉外精炼能够大幅度改善钢的质量，缩短炼钢时间，降低能耗。

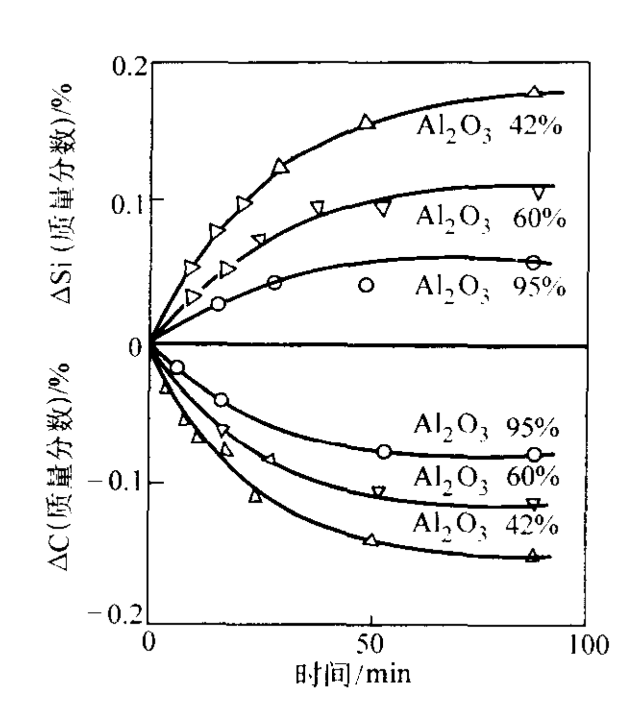


图 2.2-124　w (C) = 0.2%钢在 $Al_2O_3-SiO_2$ 坩埚中进行真空熔炼时硅量和碳量的变化曲线

(图中标注的百分数是坩埚耐火材料中所含 Al_2O_3 的质量分数)

(1) 炉外精炼的重要作用

1) 提高钢的纯净度　铸钢件的内在质量与钢液的纯净度有很大的关系。近年来，国内外在生产高强度钢和超高强度钢方面，日益强调对钢中气体和非金属夹杂物的控制，提出了"清洁钢"的要求。在一般的炼钢方法中，为了清除钢液中的气体和夹杂物，是利用脱碳反应形成的钢液沸腾，而为此就需要使钢液强烈氧化，而下一步为了除去钢液中残留的大量的氧 [FeO]，就需要将钢液进行脱氧，并因此又产生大量的夹杂物，这是在一般炼钢方法中难以解决的矛盾。采用炉外精炼方法，以真空和惰性气泡来代替一氧化碳气泡的作用来实现精炼的过程，从而免除了采用脱氧剂进行脱氧的工艺要求，这就从根本上改革了炼钢的工艺，而所炼得的钢液在纯净度方面大幅度提高，因而钢的力学性能，特别是韧性有很大的改善。

2) 减少合金元素的烧损　在采用电弧炉（平炉等）与炉外精炼相结合的炼钢工艺方法中，合金元素（铁合金、纯金属）一般都是在炉外精炼过程中加入的。在真空或惰性气体作用下，合金元素的损耗极轻微，因而合金元素的收得率极高，同时也便于准确控制钢的化学成分。

3) 为冶炼超低碳钢开辟了途径　在一般的炼钢条件下，钢的含碳量难以降得很低。这是由于在钢液中存在有碳 - 氧平衡关系。如果要钢的含碳量很低，则钢中的含氧量必然会很高。而这将会加重还原期脱氧的负担，并使钢的质量恶化。采用炉外精炼，依靠真空和惰性气体的作用，可以作到既要降碳，又不增氧，因而从根本上解决了低碳（w (C) $<0.06\%$）型和超低碳（w (C) $<0.03\%$）型钢种的冶炼问题。这就为生产例如工业纯铁、电工用硅钢和超低碳不锈钢等含碳极低的钢种，提供了良好的工艺条件和对质量的可靠保证。

(2) 炉外精炼技术的发展

随着工业和科学技术的发展，特别是机械、化工、冶金、能源等工业的发展，对钢的力学性能和工艺性能的要求越来越高。对于一些重要的机件，用一般的电炉炼出的钢液质量已不能满足要求。因此从 20 世纪 30 年代，冶金工作者就开始寻求进一步提高钢的质量的方法，并逐步形成炉外精炼技术。在 20 世纪 40 ~ 50 年代，苏联和德国等国家开发了多种形式的钢液真空脱气法，其中包括钢包脱气（LD）法、倒包脱气（SLD）法、出钢脱气（TD）法、真空提升脱气（DH）法、真空循环脱气（RH）法以及真空浇注脱气（VC）法等。这些脱气方法所用的设备和工艺过程不尽相同，但它们的基本原理则都是利用真空条件来抽取钢液中溶解的气体（H、N 等）。这些精炼方法所用的设备中，都未设置对钢液进行加热的系统，因而不能弥补钢液脱气过程中的温度下降，也未设置惰性气体搅拌系统，不能有效地清除钢中的夹杂物。

1965 年，瑞典开发了钢包精炼（ASEA-SKF）炉。这种设备中除了有真空抽气系统外，还有采用电弧对钢液加热的系统以及电磁搅拌和氩气搅拌双重搅拌钢液的系统，具备了有效的清除钢液中气体和夹杂物的能力。同年，德国开发了真空吹氧脱碳精炼（VOD）法。这种精炼设备中，除了真空抽气系统外，还在钢包的底部设置了多孔塞式吹氩搅拌以及在钢包的上部设置了利用氧枪进行吹氧的系统。这样就可以通过钢液中碳氧化所造成的一氧化碳气泡以及氩气泡的联合作用而达到有效地清除钢液中气体和夹杂物的目的。

1967 年，美国开发了真空电弧加热去气（VAD）法，其特点是在真空条件下，用电弧加热钢液，在高温条件下除气。1971 年，日本开发了在工作原理上与此相似的钢包电弧加热（LF）炉。这两种炉外精炼法中，还设置了在钢包底部吹氩的系统，因此也能有效地清除钢中的夹杂物。

1968 年，美国开发了氩 - 氧脱碳精炼（AOD）法。此法的特点是不设真空系统。精炼过程中，先往钢液中通入氧气，使钢液中的碳氧化，靠一氧化碳来精炼，然后通入氩气精炼，使钢液净化。这种方法的另一特点是设备采用转炉的形式，便于往炉中注入和从炉内倾出钢液。

1972 年，瑞典开发了钢包喷粉精炼（SL）法。这种方法是利用惰性气体（主要是氩气）作载体，将粉状的精炼剂（Ca - Si、CaC2、CaO 等）通过插入钢液内的喷枪，往钢液中喷粉。这种精炼方法具有良好的脱硫及清除气体和夹杂物的能力。

在 20 世纪 70 年代后期和 80 年代中，又有一些在上述炉外精炼方法基础之上作一些改进的新方法。近 10 年来，炉外精炼技术又有很大的进步，主要表现在对精炼过程的检测和控制方面更加完善。有的对炉外精炼的全过程实现了模拟化的全自动控制，从而使炉外精炼技术日臻完善。

(3) 炉外精炼技术在铸钢生产中的应用

从世界范围来看，铸钢生产上采用炉外精炼技术，是以冶金工业的发展为基础的。目前国内外在铸钢生产方面应用较多的是氩氧脱碳精炼（AOD）法，其次是真空氩氧脱碳精炼（VOD）法以及由这两种方法结合而成的真空氩氧脱碳转炉（VODC）法。钢包喷粉精炼（SL）法也逐渐被引入到铸钢行业中来。我国近 15 年来，在铸钢生产中也越来越多地采用炉外精炼技术。在一些生产铸钢件的厂家中，已有许多 AOD 精炼设备已经建成投产或正在建造之中。这些精炼设备主要是用来生产不锈钢铸件的。VOD 和 VODC 精炼设备在铸钢行业中也有应用，其中有容量达 100 t 的大型 VOD 炉，也有容量为 3 t 的小 VOD 炉，还有容量为 5.5 t 的 VODC 炉。此外，在重型机器制造厂中，有采用容量为 20t 的钢包电弧加热（LF）精炼炉的、也有采用钢包喷粉精炼炉的，用于生产大型铸钢件。可以预料，今后将会有更多的精炼工艺和设备，在我国的铸钢生产行业中得到应用。

7.3.2　吹氩精炼

在多种炉外精炼方法中都包括吹氩精炼的系统，故应首先对吹氩精炼的原理有所理解。在一般电弧炉炼钢中进行脱碳的目的，主要是利用反应生成的 CO 气泡上浮过程中吸收钢液中的气体，并促使非金属夹杂物上浮，从而使钢液净化。但为了进行脱碳，须使钢液具有强氧化性，而这将使后期的脱氧任务加重，并又会产生新的夹杂物。而往钢液中吹入氩气，利用氩气泡代替 CO 气泡进行精炼，则能解决这一问题。

氩是一种惰性气体，不溶解于钢液，且不与钢中的元素化合，不会形成非金属夹杂物。吹氩精炼的基本原理可从最原始的钢包吹氩为例来说明。钢包吹氩装置示于图 2.2-125。吹氩是通过透气塞进行的，其目的在于使氩气泡细小而分散，以延缓气泡在钢液中的上升速度，提高净化效果。透气塞是用耐火度很高的刚玉（Al_2O_3 和莫来石（$Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$）以及黏结剂和附加剂所组成的混合料压制，并在高温下烧结而成的。吹氩压力根据钢液高度而定，一般为 0.4～0.6 MPa 左右。

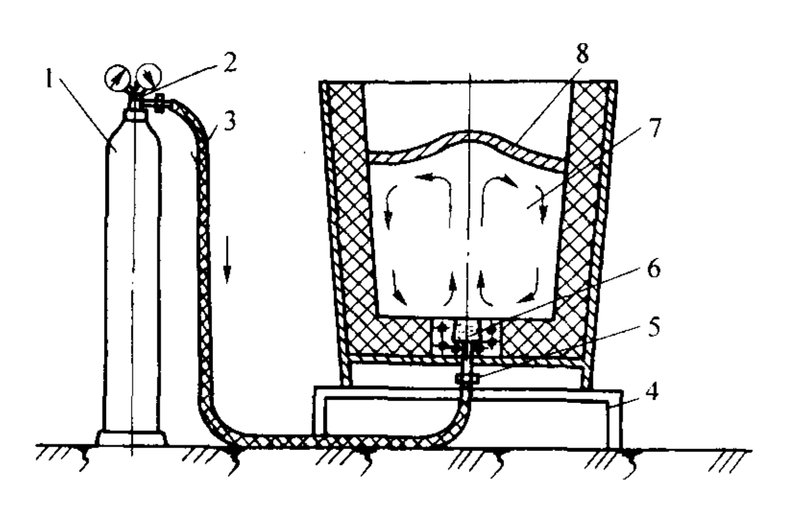


图 2.2-125　钢包吹氩示意图

1—氩气瓶；2—减压阀；3—耐压橡胶管；4—钢包支架；5—活接头；6—透气塞；7—钢液；8—炉渣

吹氩所形成的钢液沸腾，不仅能清除钢液溶解的气体和悬浮的非金属夹杂物，起净化作用，而且还能起到一定的脱氧作用。其原理是处于钢液中的氩气泡内 CO 的分压力为零，因而促使钢液中的碳与氧化亚铁进行反应。反应是在氩气泡-钢液界面上进行，生成的 CO 气体随即进入氩气泡内，这样就起到了脱氧作用。

7.3.3　氩氧脱碳精炼

氩氧脱碳法一般简称为 AOD（Argon-Oxygen Decarburization）法。钢液精炼的过程是在 AOD 装置（见图 2.2-126）中进行的。精炼钢液的容器是一个用钢板制成的外壳，壳的内表面砌有耐火砖衬，整个容器可以围绕转轴回转。根据工艺操作的要求，可由机械装置驱动容器回转并停留于不同的位置。在容器的一侧装有风口，用于往容器内部的钢液中吹入氧气和氩气，进行精炼。

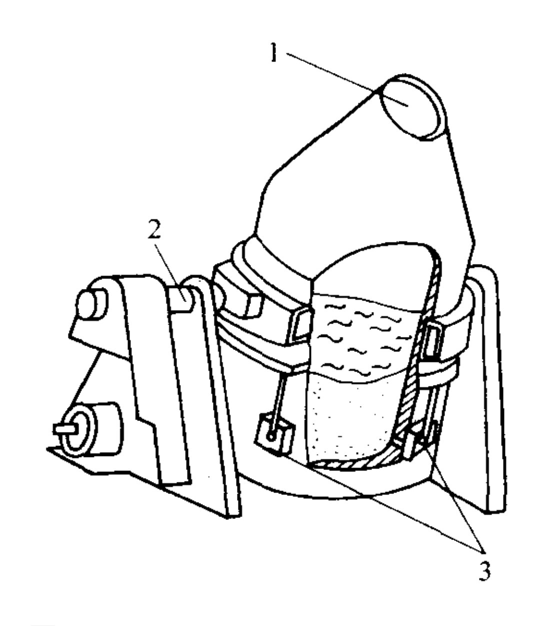


图 2.2-126　AOD 法精炼装置示意图

1—加料、取样、出钢口；2—转轴；3—吹氧、氩风口

AOD 法炉外精炼过程如下：首先用电弧炉熔化炉料并使钢液达到足够高的温度（$t \geqslant 1560℃$），然后将钢液装入容器（见图 2.2-127a），开始吹入气体，并回转容器，使之处于竖直位置进行吹炼（见图 2.2-127b）。吹炼开始时，吹入的气体全部是氧气，随着过程的进行，氧气逐渐减少，氩气逐渐增多，至后期则全部用氩气吹炼。在吹炼过程中，可从加料口取钢液，浇成试样进行快速的化学成分分析。吹氧使钢液脱碳，这一反应会产生很多的热量，因而一般情况下，在吹炼的过程中，钢液温度不至于下降，有时还会有些上升。待钢液的化学成分和温度达到要求时，倾炉出钢（见图 2.2-127c）。

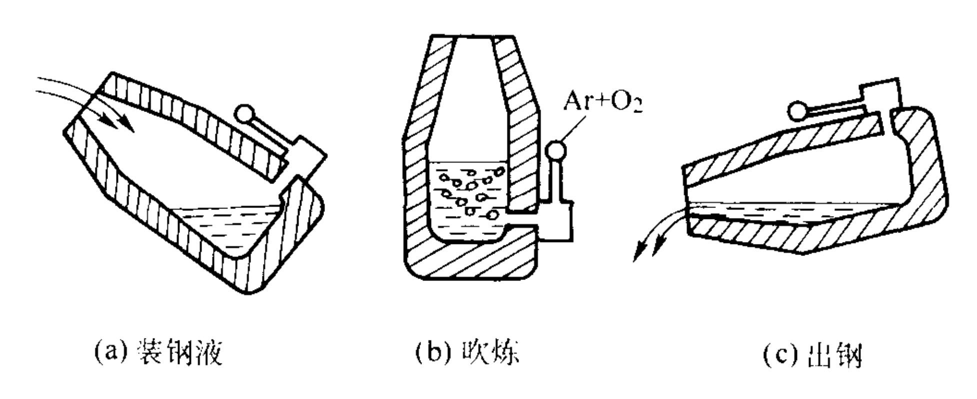


图 2.2-127　AOD 法精炼过程示意图

AOD 法的吹炼过程从冶金反应方面可大体分为三个阶段。

1）吹氧阶段　吹炼初期，钢液含碳量较高，吹氧脱碳反应顺利进行。碳的氧化采取两种方式

$$2[C] + O_2\uparrow \rightarrow 2\{CO\} \quad (直接氧化)$$

$$2[Fe] + O_2\uparrow \rightarrow 2[FeO] \quad (间接氧化)$$

$$[C] + [FeO] \rightarrow [Fe] + \{CO\}$$

经过一个阶段的吹炼，碳的氧化反应接近平衡。

2）吹氩-氧混合气体阶段　由于气泡中含有氩气，降低 CO 的分压力，因而改变了原来的 C-O 平衡关系，促使脱碳反应进一步进行

$$[C] + [FeO] \rightarrow [Fe] + \{CO\}$$

其结果是使钢液含碳量进一步降低。

3）吹氩阶段　由于停止供氧，故钢液中的［FeO］量不再得到补充。更由于吹氩促进钢液中碳的进一步氧化，在吹氩阶段，钢液含碳量更进一步降低。

在整个吹炼过程中，由于氧-氩的联合作用，使得脱碳过程进行得相当充分。在保持钢液低含氧量条件下，能容易地将钢液中碳的质量分数降低至 0.03% 以下，因此 AOD 法最初用于冶炼超低碳钢种，后来应用范围扩大，其他钢种也可适用。由于在整个吹炼过程中，一直有气体的净化作用，故钢液中原有的气体（H、N）和非金属夹杂物能被清除至很低的程度，如钢液的含氢量和含氮量（体积分数）分别降至 $2\times10^{-4}\%$ 和 $80\times10^{-4}\%$ 以下，这就为生产高强度和超高强度低合金铸钢创造了条件。

AOD 精炼法的另一重要用途是生产超低碳不锈钢。由于不锈钢中的含铬量很高，在一般的电弧炉炼钢过程中难以将含碳量降得很低。因为随着碳的被氧化，大量的铬也会被氧化。钢的含碳量降得越低，铬的烧损也越严重。AOD 炉外精炼法则由于能从根本上解决这一问题而特别适用于冶炼超低碳不锈钢。由于采用吹氩精炼，能在保持铬氧化程度轻微的情况下将含碳量降至很低的水平。即能够最大限度地“脱碳保铬”。其道理在于吹氩降低了气泡中 CO 的分压，并从而改变了钢液中碳－铬平衡关系。CO 分压对碳－铬平衡的影响见图 2.2-128 所示。这种平衡关系的变化，可以综合地从 CO 分压对碳的氧化反应和对铬的氧化反应两方面影响来分析。对于碳的氧化反应

$$(C) + (FeO) \rightarrow \{CO\} + (Fe)$$

当 p_{CO} 降低时，碳的氧化更充分，即碳的平衡值降低。而对于铬的氧化反应

$$2[Cr] + 3[FeO] \rightarrow (Cr_2O_3) + 3[Fe]$$

由于铬的氧化物为固相，p_{CO} 的变化对此反应基本上不发生影响，故在吹氩精炼时，只促进碳的氧化而不促进铬的氧化。图 2.2-128 表明不同 CO 分压下碳-铬的平衡关系，即是上述两方面的综合结果。

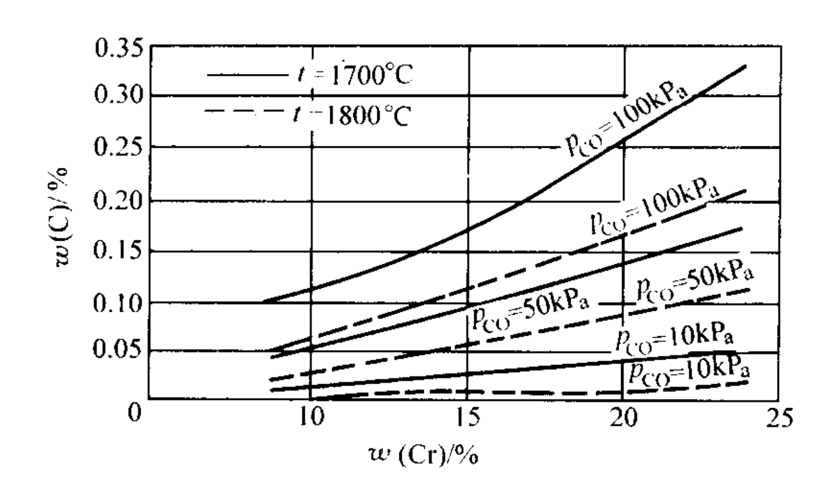


图 2.2-128　不同温度下钢液含铬量与含碳量的关系

此外，由于 AOD 精炼的前期是吹氧阶段。在此阶段中，有很强的脱碳能力，故这种炉外精炼方法有条件吹炼高含碳量的原钢液，这就为使用价格低廉的高碳铬铁作炼钢原材料提供了充分的条件，从而具有很大的经济意义。当前世界上，包括我国在内的许多国家，都采用 AOD 精炼方法来生产优质的超低碳不锈钢铸件。

7.3.4　真空氧氩脱碳精炼

真空氧氩脱碳精炼法一般简称为 VOD（Vacuum Oxygen－Argon Decarburization）法。VOD 法炉外精炼所用的装置示意如图 2.2-129 所示。其精炼过程如下：首先用电弧炉将炉料熔化成钢液，并将钢包装入 VOD 精炼装置的真空罐内，并提高至足够高的温度（$t \geqslant 1\,560$℃），然后倾入底部有吹氩装置的钢包内，并将钢包装入 VOD 精炼装置的真空罐内，将罐盖盖好，抽吸真空，从上面进行吹氧脱碳，从底部进行吹氩搅拌。在罐盖上装有观察孔、加料口和取样装置（图上均未画出），以便于观察罐内情况、抽取钢的化学成分试样和加入调整化学成分用的合金材料。

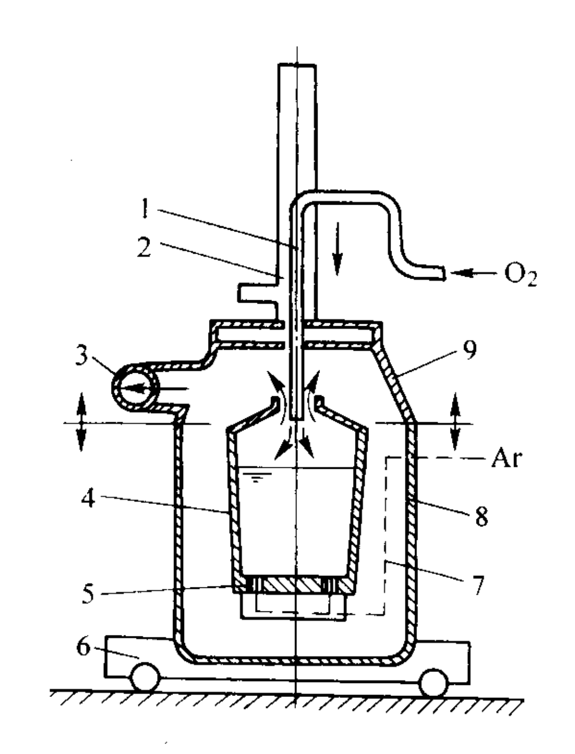


图 2.2-129　VOD 法精炼用容器示意图

1—吹氧管（氧枪）；2—真空密封罩；3—真空管；4—钢包；5—透气砖；6—小车；7—氩气管；8—真空罐；9—真空罐盖

VOD 法是一种效果良好的精炼方法，由于采用了真空、吹氧和吹氩相结合，因此具有很强的清除气体和非金属夹杂物的能力。用这种方法能炼出很纯净的钢液。与氧氩脱碳（AOD）法相比，这种方法的优缺点如下。

1）脱碳能力更强。随着真空度的提高，气相中 CO 的分压力进一步降低，使得钢液中的碳能被氧化至更低的值。用 VOD 法能炼出碳的质量分数低于 0.01% 的钢（工业纯铁）。

2）清除钢液中气体的能力更强。钢中氢的体积分数可降至1×10^{-4}%以下。

3）节省氩气用量。为了形成同样的吹氩沸腾净化作用，在 VOD 法中氩气的耗量，大约只占 AOD 法的 1/10～1/80。氩气的价格较贵，故节省氩气是 VOD 法的一大优点。

4）设备结构较复杂，投资较大。由于这方面原因，使得 VOD 法在铸钢生产方面的应用少于 AOD 法。

7.3.5　真空氧氩脱碳转炉精炼

真空氧氩脱碳转炉精炼法一般简称为 VODC（Vacuum Oxygen－Argon Decarburization Converter）法。VODC 精炼方法所用的设备实际上是 VOD 炉与 AOD 炉的结合，也可说是 AOD 炉（或 VOD 炉）的变种。

VODC 精炼法所用的设备见图 2.2-130。其容器的形状和炉体转动装置与 AOD 炉基本相同。不同之处是这种方法采用从容器底部吹氩，而从顶部吹氧。此外，在容器的上方有一个可以移动的真空罩。当需要对容器抽吸真空时，可将容器转至竖直位置，将真空罩平移至容器口的位置，然后将罩压紧在容器口上，实现罩与容器之间的密封，然后抽吸真空。当不需要抽真空时，可将真空罩从容器口处松开，并将罩移走。

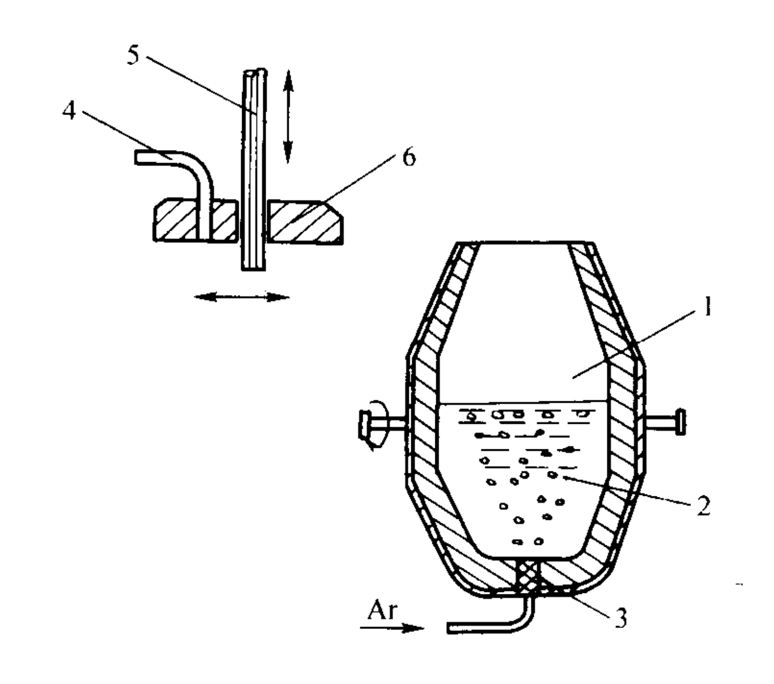


图 2.2-130　VODC 法精炼设备示意图

1—炉体（容器）；2—钢液；3—透气塞；4—抽真空管；5—吹氧管；6—真空炉盖

VODC 法的精炼过程可大体分为两个阶段：前一阶段是在不加真空条件下进行氧氩脱碳的过程，待钢液含碳量接近（稍高于）钢的规格成分要求时，将真空罩盖上，进行后一阶段，即在真空条件下，进行吹氩精炼，进一步清除钢液中的气体和非金属夹杂物，并将超过规格的一小部分含碳量氧化掉。在添加合金进行钢的化学成分调整后，即可松开和移走真空罩，倾炉出钢。这种方法特别适用于冶炼低合金钢。

VODC 法在生产应用方面比 VOD 法更为灵活和方便。这种精炼方法目前在铸钢生产方面应用得还较少，但可以预料，它在今后会得到更多的应用。

7.3.6　钢包电弧加热精炼

具有电弧加热装置的钢包精炼（Ladle Furnace）法，简写为 LF 法，是近年来应用较多的一种炉外精炼方法。这种精炼方法具有对钢液加热、清除气体和非金属夹杂物、脱硫等功能，从而能炼出高纯净度的钢。

（1）精炼装置的构造

精炼装置由钢包（包底部装有多孔塞吹气装置）、加热炉盖（包括加热用的电极及附属的电气系统）、真空炉盖（包括附属的蒸汽喷射泵和附属的控制系统）、调整化学成分用原材料的添加装置、钢包移动装置，以及除尘系统等部分构成。图 2.2-131 为精炼装置的示意图。我国的冶金设备制造业目前已能够系列生产这种精炼设备，其规格及主要技术参数见表 2.2-66。

（2）精炼工艺过程

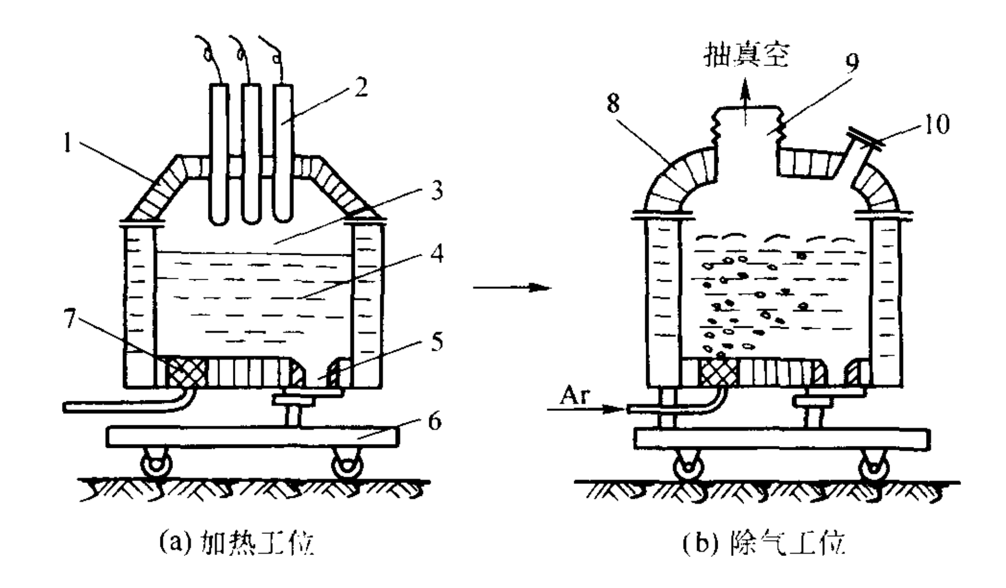


图 2.2-131 LF 法精炼路构造示意图

1—加热炉盖；2—加热电极；3—电弧；4—钢液；5—滑动水口；6—移动车；7—透气塞；8—真空炉盖；9—真空接管；10—加料孔

表 2.2-66 HJ 系列（LF 型）钢包精炼炉规格及参数

钢包额定容量/t		25	40	130
钢包	熔池直径/mm	1 965	2 200	3 000
	钢包高度/mm	3 375	3 275	4 830
	金属结构质量/t	9.93	12.00	36.30
	耐火材料质量/t	11.40	20.00	53.70
加热装置	电极直径/mm	250	350	400
	电极分布圆直径/mm	625	700	850 ~ 1 000
	电极最大行程/m	1.90	2.34	3.10
电炉变压器	额定容量/kV·A	3 200①	5 500①	12 500①
	一次电压/kV	6	6.3	110
	二次电压/V	170 ~ 125	210 ~ 170	280 ~ 150
钢包车（液压驱动）	行走速度/m·min⁻¹	3 ~ 21②	2 ~ 12②	2 ~ 12②
蒸汽喷射泵	抽气能力/kg·h⁻¹	150	200	250
	极限真空/Pa	26.66	26.66	26.66

① 可按要求容量配。
② 速度可调。

1）注入钢液。在不加炉盖情况下，将由电弧炉（或平炉）炼出的合格钢液，倾注到炉中钢包中。

2）加热钢液。炉进入加热工位，降下加热炉盖，降下电极并通电，对钢液进行加热。在加热过程中进行测温，并通过调节电压、电流，将钢液温度提高至正常出钢温度以上30～50℃。

3）精炼钢液。将钢包移至精炼工位，降下除气炉盖，抽真空，并从钢包底部进行吹氩，进行精炼。精炼时间一般为15～25 min。

4）重新加热钢液。将钢包重新移至加热工位，进行最后的钢液化学成分和温度的调整。

5）出钢浇注。精炼完成后，往钢包中插入终脱氧剂，并出钢浇注。

（3）精炼效果

钢包电弧加热精炼具有良好的精炼效果，在正常操作条件下，可达到如下的精炼效果指标。

1）除氢。低合金钢的除氢率可达50%～60%，精炼后钢中 φ [H] ≤ (2.5～3.0) $\times 10^{-4}$%。

2）脱氧。脱氧率为40%左右。

3）脱氮。脱氮率为15%左右，钢中 N 的体积分数可降至 50×10^{-4}%。

4）脱硫。脱硫率为50%～60%，钢中硫的质量分数可降至0.005%以下。

5）非金属夹杂物的质量分数降低约40%。

由于钢液得到净化，使力学性能有明显的提高。

除以上的 LF 法之外，还有 ASEA－SKF 法、VAD 法、NK－AP法、PLF 法及多功能 LF 法（LFV 法）。以下分别给予简单介绍。

ASEA－SKF 法：1965年，瑞典的 ASEA 公司和 SKF 公司共同研究开发出的一种精炼方法。此方法如图 2.2-132 所示。它是由放在台车上的1个钢包和2个钢包盖（与真空设备连接的真空处理用钢包盖和设置了三相交流电极的加热用钢包盖）构成。在加热处理时，使用加热钢包盖，由三相电弧以1.4～2.0℃/min 的速度升温进行加热。在真空处理时，用台车移动钢包到真空处理钢包盖处，在那个位置进行真空处理。钢液搅拌由强力的电磁感应线圈进行。操作顺序是，转炉出钢至钢包里，充分排渣后，再加入溶剂和铁合金加热熔化，其后进行脱气、脱氧。一次操作大约需要120～140 min。

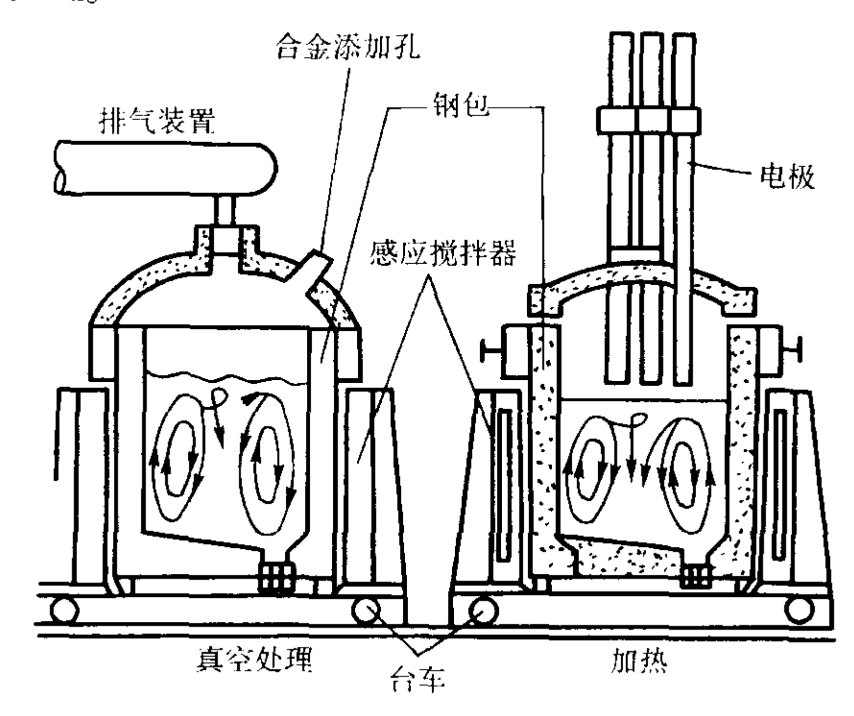


图 2.2-132 ASEA-SKF 法示意图

VAD（Vacuum Arc Degassing）法：1967年由 Finkle 公司和 Mohr 公司共同开发，因此也叫 Finkle-Mohr 法。此方法的原理如图 2.2-133 所示。它是在减压条件下进行电弧加热、吹氩搅拌。也可以认为是在钢包脱气法（LVD 法）上设置了电弧加热装置的设备。操作过程是，把充分除渣后的钢包移入真空槽，接着添加铁合金和溶剂开始排气和电弧加热。由于压力在13.3 kPa 下时会产生辉光放电，所以应在40 kPa 左右的减压条件下进行电弧加热。然后添加造渣剂、铁合金、脱氧剂，加热熔化后结束操作。

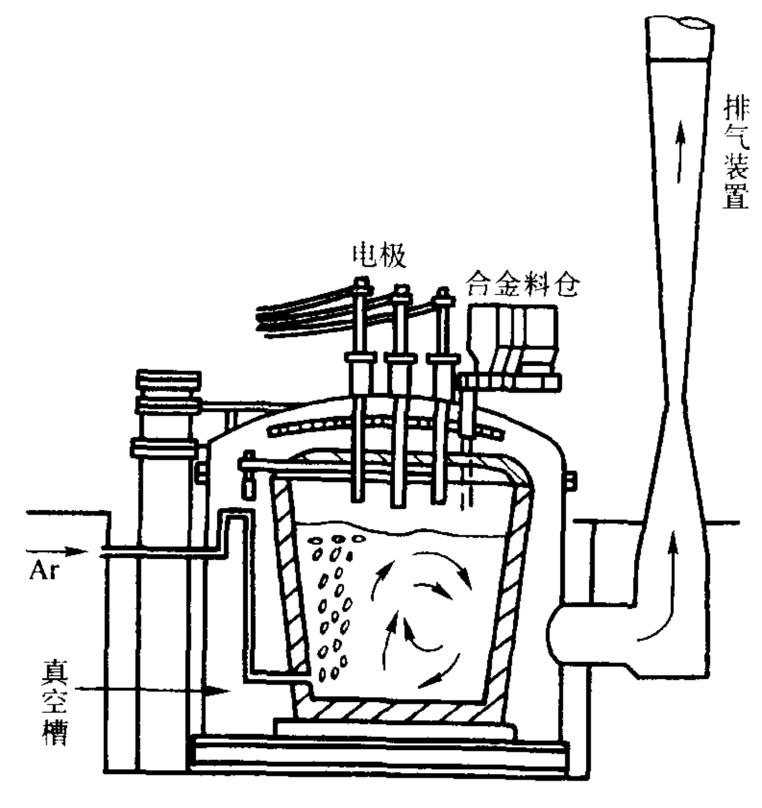


图 2.2-133 VAD 法示意图

NK-AP（NKK-Arc Refining Process）法：1981年由日本福山制铁所开发。如图2.2-134所示，使用插入式喷枪代替气砖，可以进行气体搅拌和喷吹精炼粉剂。

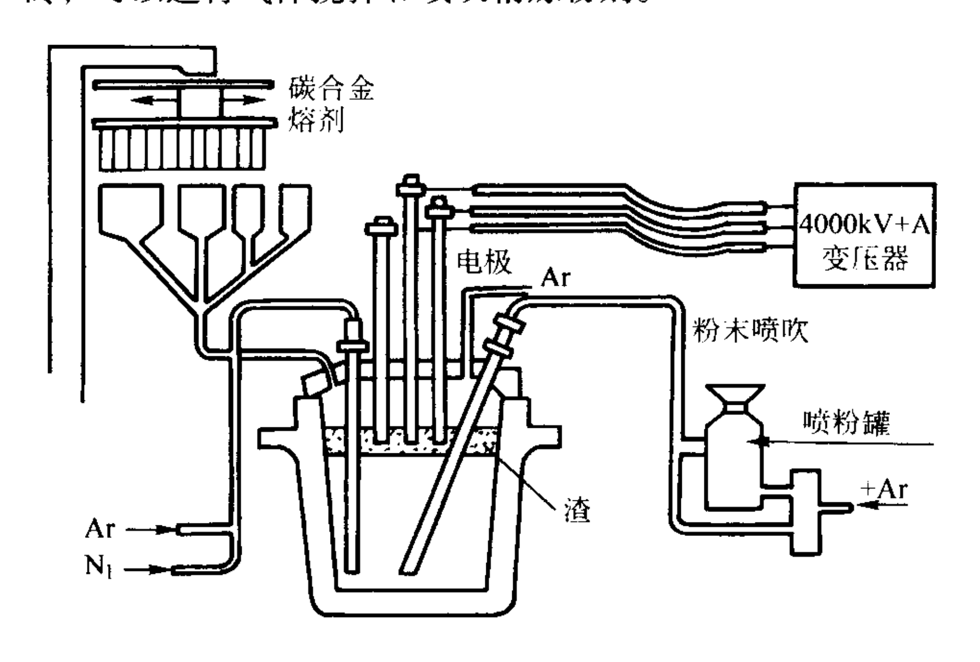


图2.2-134 NK-AP法示意图

PLF（Plasma-LF）法：如图2.2-135所示，把LF法中的加热石墨电极换成了等离子枪。由于没有电极上剥落的碳溶解，对于极低碳钢的高洁净化是有效的。

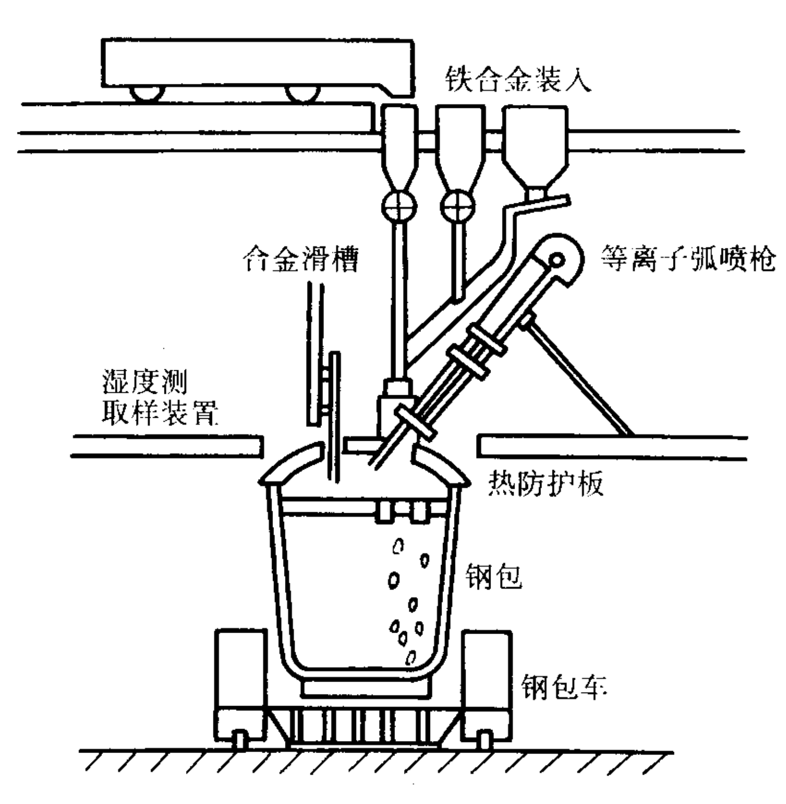


图2.2-135 PLF法示意图

多功能LF法：在LF法的渣精炼、解热熔化等的操作上再附加更多功能的一种方法。如图2.2-136所示，它是把钢包放在真空槽中，设置吹氩搅拌，并将三相电弧电极加热、喷吹精炼粉剂、添加合金元素等设备集成到一起的方法。

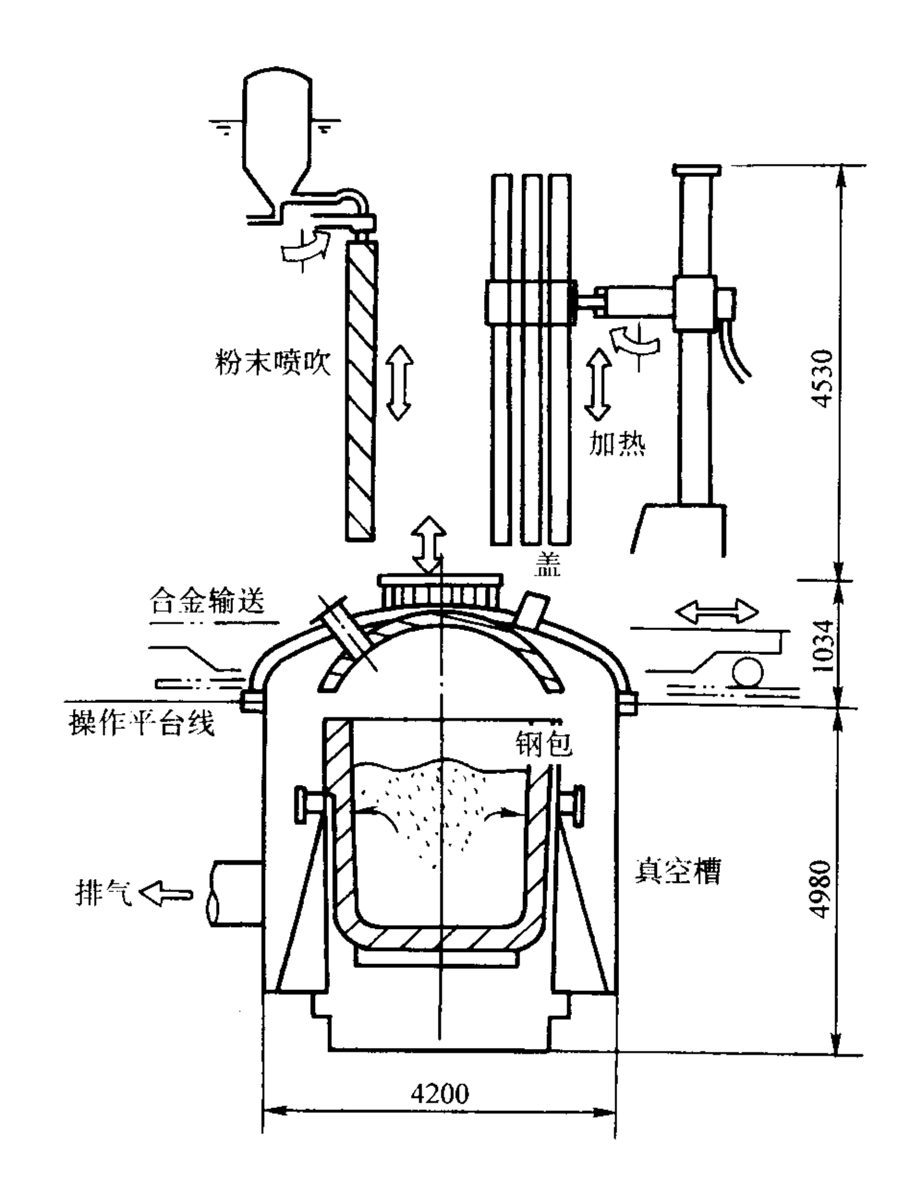


图2.2-136 多功能LF法示意图

编写：方 亮（西安交通大学）
王恩泽（西安交通大学）

第3章　铸造非铁合金及其熔炼

长期以来，我国一直延续前苏联习惯，将铁及其合金称为黑色合金，而将铁以外的非铁金属均称有色合金。而在西方主要工业国家，铁、钢被称为“铁合金”（Ferroalloy），此外众多的合金统称为“非铁合金”（Nonferrous Alloy）。目前看来，后一种叫法更为科学。

非铁合金由于冶炼难度大，成本较高，其产量和使用量虽不如钢铁材料多，然而由于其与钢铁材料相比具有许多优良的特性，如特殊的电、磁、热性能，耐腐蚀性能，高比强度等，已成为现代工业技术中重要的合金材料。尤其在航空航天、电子信息、能源、化工等部门更占据重要地位。

非铁合金铸件在航空上占有重要的地位。这是由于铸造铝合金、铸造镁合金，尤其是铸造钛合金有较高的比强度（σ_b/γ）和相对单位刚性（E/γ^3），因此，在承受同样载荷的条件下采用这些非铁合金的铸件，可以大大减轻结构的重量，这是铝铸件、镁铸件、钛铸件在航空工业中得到广泛采用的原因。铜铸件主要用于要求高耐磨、高抗腐蚀性的零件，例如燃油和润滑系统的泵体、转子及衬套、轴瓦等零件，也用于要求抗磁性干扰的仪表零件。

非铁合金铸件在导弹、坦克、舰船、雷达等军工部门的应用也日益扩展，另外，还用于汽车、光学仪器，仪表、电器、伐木工具、风动工具和日用器具等方面。因此，非铁合金铸件的生产已成为国民经济中一个不可缺少的环节。

与铸铁相比，非铁合金铸造的特点是：冶金质量问题较多，废品率较高，生产成本较高；铸造镁合金、铸造铜合金生产中劳动条件较差，影响工人健康；钛铸件的生产工艺较复杂，设备投资较贵，生产成本较高，因此非铁合金铸造中还有不少问题尚待研究、解决。

我国的非铁合金铸造业有悠久的历史，劳动人民在非铁合金铸造方面曾作出了卓越的贡献，铸出了许多造型优美、工艺精湛的青铜铸件，显示了高度的技术水平。目前，我国生产和研制的非铁铸造合金品种已基本配套齐全，初步建立了一套适合国情的铸造非铁合金标准。但我国的非铁合金铸造业，无论在质量或数量上还不能满足国民经济和国防工业日益增长的需要，和世界先进水平相比，尚有一段差距，有待进一步提高。

本章共分7部分，包括：铸造铝合金、铸造铜合金、铸造镁合金、铸造锌合金、铸造轴承合金、铸造钛合金、铸造高温合金，主要讨论非铁合金的成分、组织与性能之间的关系，合金的熔炼，以及各类合金的铸造工艺特点。

1　铸造铝合金及其熔炼

铝的密度小，塑性高，具有优良的导电和导热性，表面有致密的氧化膜保护，抗蚀性能好。铝在地壳中的蕴藏量极为丰富，分布极广，据统计，在地壳中铁质量分数占4.7%，铝占7.5%，比所有其他非铁金属的总和还要多。

铸造铝合金是在纯铝的基础上加入其他金属或非金属元素，不仅能保持纯铝的基本性能，而且由于合金化及热处理的作用，使铝合金具有良好的综合性能。因此铝及铝合金近年来获得了突飞猛进的发展，并在工业上占有越来越重要的地位，不但大量用于军事工业、农业、轻工业、重工业和交通运输事业，也广泛用作建筑结构材料、家庭生活用具和体育用品等。

1.1　铸造铝合金的分类及牌号

本节介绍了30多种牌号的铸造铝合金，属4个系列（将Al-RE系合金并入Al-Cu系合金），合金的牌号、成分和力学性能见表2.3-1和表2.3-2。各系列铸造铝合金的特点简述如下。

1）Al-Si系合金　该系合金一般含 w（Si）=4%~22%，Al-Si系合金具有优良的铸造性能，如流动性好，气密性好，收缩率小和热裂倾向小，经过变质和热处理之后，具有良好的力学性能、物理性能、抗蚀性能和工艺性能，是铸造铝合金中品种最多、用途最广的一类合金。

2）Al-Cu系合金　该系合金含 w（Cu）=3%~11%，加入其他合金元素可使室温力学性能和高温力学性能大幅度提高，如ZL205A合金在T6状态下的技术标准性能达 σ_b = 490 MPa，是目前世界上使用的铸造铝合金中，强度最高的合金之一。ZL206[1] 和ZL208[1] 合金是耐热性能最高的合金。Al-Cu系合金具有良好的切削加工和焊接性能，但铸造性能和抗蚀性能较差。这类合金在航空产品上应用较广，主要用做承受重大载荷的结构件和耐热零件。

3）Al-Mg系合金　该系合金含 w（Mg）=4%~11%，具有较高的力学性能，非常优异的抗蚀性能，良好的切削加工性能，加工表面光亮美观，密度是现有铝合金中最小的。但熔炼和铸造工艺比较复杂，除用作耐蚀合金外，也用作高强度铝合金和装饰用合金。

4）Al-Zn系合金　锌在铝中的溶解度非常大，当Al中加入Zn的质量分数大于10%时，能显著提高合金的强度，最大优点是不需热处理就能使合金强化。这类合金的缺点是抗蚀性能差，密度大，铸造时容易产生热裂，主要用作压铸仪表之类零件。

另外还有Al-RE（混合稀土）系合金和Al-Li系合金，由于Al-RE系合金牌号不多，主要合金是ZL207，且含Cu量很高，故已归入Al-Cu系合金。ZL207合金的主要特点是高温强度高，热稳定性好，可用于350~400℃温度下工作的零件，缺点是室温力学性能较差，特别是伸长率很低。

变形Al-Li合金经过十几年来的研究、试制，国外已进入了大规模的工业生产阶段，但铸造Al-Li合金的研究、开发还相当少，处在研制阶段。铸造Al-Li合金的主要优点是密度小，弹性模量高，前者可以减轻结构重量，后者可以增加构件的刚度，此外还可以降低疲劳裂纹扩展速率。近年来，国外研究了三种铸造Al-Li合金：RPPX1、RPPX2和RPPX3，三种合金的密度与Al-Si合金相比，重量可减轻3%~6%，刚度可增加7%~10%。

本节所介绍的合金是列入国标和航空标准的合金，另外也介绍了少量国外常用的合金，所引用的数据来自于生产和研究单位，同时引用了一些国外数据。为了叙述的方便，现将合金热处理状态代号的含义说明如下：

F为铸态；T1为人工时效；T2为退火；T4为固溶处理+自然时效；T5为固溶处理+不完全人工时效；T6为固溶处理+完全人工时效；T7为固溶处理+稳定化处理；T8为固溶处理+软化处理。

---

[1] 航空材料标准HB962—2001。

表 2.3-1　铸造铝合金牌号与化学成分（摘自 GB/T 1173—1995）

类别	合金牌号	合金代号	主要元素（质量分数）/%							
			Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	其他	Al
铝硅类	ZAlSi7Mg	ZL101	6.5~7.5		0.25~0.45					余量
	ZAlSi7MgA	ZL101A	6.5~7.5		0.25~0.45			0.08~0.20		余量
	ZAlSi12	ZL102	10.0~13.0							余量
	ZAlSi9Mg	ZL104	8.0~10.5		0.17~0.3		0.2~0.5			余量
	ZAlSi5Cu1Mg	ZL105	4.5~5.5	1.0~1.5	0.4~0.6					余量
	ZAlSi5Cu1MgA	ZL105A	4.5~5.5	1.0~1.5	0.4~0.55					余量
	ZAlSi8Cu1Mg	ZL106	7.5~8.5	1.0~1.5	0.3~0.5		0.3~0.5	0.10~0.25		余量
	ZAlSi7Cu4	ZL107	6.5~7.5	3.5~4.5						余量
	ZAlSi12Cu2Mg	ZL108	11.0~13.0	1.0~2.0	0.4~1.0		0.3~0.9			余量
	ZAlSi12Cu1Mg1Ni1	ZL109	11.0~13.0	0.5~1.5	0.8~1.3				Ni = 0.8~1.5	余量
	ZAlSi5Cu6Mg	ZL110	4.0~6.0	5.0~8.0	0.2~0.5					余量
	ZAlSi9Cu2Mg	ZL111	8.0~10.0	1.3~1.8	0.4~0.6		0.10~0.35	0.10~0.35		余量
	ZAlSi8Cu3Fe①	ZL112Y	7.5~9.5	2.5~4.0						余量
	ZAlSi11Cu2Fe①	ZL112Y	9.6~12.0	2.0~3.5						余量
	ZAlSi7Mg1A	ZL114A	6.5~7.5		0.45~0.6			0.10~0.20	Be③ = 0.04~0.07	余量
	ZAlSi5Zn1Mg	ZL115	4.8~6.2		0.4~0.65	1.2~1.8			Sb = 0.10~0.25	余量
	ZAlSi8MgBe	ZL116	6.5~8.5		0.35~0.55			0.10~0.30	Be = 0.15~0.40	余量
	390②	—	16.0~18.0	4.0~5.0	0.45~0.65					余量
铝铜类	ZAlCu5Mn	ZL201		4.5~5.3			0.6~1.0	0.15~0.35		余量
	ZAlCu5MnA	ZL201A		4.8~5.3			0.6~1.0	0.15~0.35		余量
	ZAlCu4	ZL203		4.0~5.0						余量
	ZAlCu5MnCdA	ZL204A		4.6~5.3			0.6~0.9	0.15~0.35	Cd = 0.15~0.25	余量
	ZAlCu5MnCdVA	ZL205A		4.6~5.3			0.3~0.5	0.15~0.35	Cd = 0.15~0.25 V = 0.05~0.3 Zr = 0.05~0.2 B = 0.005~0.06	余量
	ZAlCu8RE2MnZr①	ZL206		7.6~8.4			0.7~1.1		RE = 1.5~2.3 Zr = 0.10~0.25	余量
	ZAlRE5Cu3Si2	ZL207	1.6~2.0	3.0~3.4	0.15~0.25		0.9~1.2		RE = 4.4~5.0 Ni = 0.2~0.3 Zr = 0.15~0.25	余量
	ZAlCu5Ni2CoZr①	ZL208		4.5~5.5			0.2~0.3	0.15~0.25	Ni = 1.3~1.8 Zr = 0.1~0.3 Co = 0.1~0.4 Sb = 0.1~0.4	余量
	AlCu4AgMgMn④	KO-1		4.0~5.2	0.15~0.55		0.20~0.50	0.15~0.35		余量
	AlCu4MgTi②	206.0		4.2~5.0	0.15~0.35		0.20~0.50	0.15~0.35		余量
铝镁类	ZAlMg10	ZL301			9.5~11.0					余量
	ZAlMg5Si1	ZL303	0.8~1.3		4.5~5.5		0.1~0.4			余量
	ZAlMg8Zn1	ZL305			7.5~9.0	1.0~1.5		0.1~0.2	Be = 0.03~0.1	余量
铝锌	ZAlZn11Si7	ZL401	6.0~8.0		0.1~0.3	9.0~13.0				余量
	ZAlZn6Mg	ZL402			0.5~0.65	5.0~6.5		0.15~0.25	Cr = 0.4~0.6	余量

① 为航空材料标准 HB962—2001。
② 为美国牌号。
③ 在保证力学性能的前提下，可以不加铍。
④ 美国专利合金，KO-1 为商业名称，已在世界广泛应用。

表 2.3-2 铸造铝合金的力学性能（摘自 GB/T 1173—1995）

类别	合金牌号	合金代号	铸造方法①	合金状态	力学性能 ≥		
					抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%	布氏硬度 HBS
铝硅类	ZAlSi7Mg	ZL101	S，R，J，K	F	155	2	50
			S，R，K	T4	175	4	50
			SB，RB，KB	T6	225	1	70
	ZAlSi7MgA	ZL101A	S，R，K	T4	195	5	60
			SB，RB，KB	T6	275	2	80
	ZAlSi12	ZL102	SB，JB，RB，KB	F	145	4	50
			SB，JB，RB，KB	T2	135	4	50
	ZAlSi9Mg	ZL104	S，J，R，K	F	145	2	50
			SB，RB，KB	T6	225	2	70
	ZAlSi5Cu1Mg	ZL105	S，R，K	T5	195	1	70
				T6	225	0.5	70
	ZAlSi5Cu1MgA	ZL105A	SB，R，K	T5	275	1	80
			J，JB	T5	295	2	80
	ZAlSi8Cu1Mg	ZL106	SB	F	175	1	70
			SB	T6	245	1	80
	ZAlSi7Cu4	ZL107	SB	F	165	2	65
			SB	T6	245	2	90
	ZAlSi12Cu2Mg	ZL108	J	T1	195	—	85
			J	T6	255	—	90
	ZAlSi12Cu1Mg1Ni1	ZL109	J	T1	195	0.5	90
			J	T6	245	—	100
	ZAlSi5Cu6Mg	ZL110	J	F	155	—	80
			J	T1	165	—	90
	ZAlSi9Cu2Mg	ZL111	J	F	205	1.5	80
			SB	T6	255	1.5	90
	ZAlSi7Mg1A	ZL114A	SB	T5	290	2	85
			J，JB	T5	310	3	90
	ZAlSi5Zn1Mg	ZL115	S	T5	275	3.5	90
			J	T5	315	5	100
	ZAlSi8MgBe	ZL116	S	T5	295	2	85
			J	T5	335	4	90
铝铜类	ZAlCu5Mn	ZL201	S，J，R，K	T4	295	8	70
			S，J，R，K	T5	335	4	90
	ZAlCu5MnA	ZL201A	S，J，R，K	T5	390	8	100
	ZAlCu4	ZL203	S，R，K	T4	195	6	60
			S，R，K	T5	215	3	70
	ZAlCu5MnCdA	ZL204A	S	T5	440	4	100
	ZAlCu5MnCdVA	ZL205A	S	T5	440	7	120
			S	T6	470	3	120
	ZAlCu8RE2MnZr②	ZL206	S	T5	245	2	90
			S	T6	295	1	100
	ZAlRE5Cu3Si2	ZL207	S	T1	165	—	75
			J		175		75
	ZAlCu5Ni2CoZr②	ZL208	S	T7	220	1	—
	ZAlCu5MnCdVRE②	ZL209	S	T6	440	1	120
铝镁类	ZAlMg10	ZL301	S、J、R	T4	280	10	60
	ZAlMg5Si1	ZL303	S、J、R、K	F	145	1	55
	ZAlMg8Zn1	ZL305	S	T4	390	8	90
铝锌	ZAlZn11Si7	ZL401	S，R，K	T1	195	2	80
			J	T1	245	1.5	90
	ZAlZn6Mg	ZL402	J	T1	235	4	70
			S		215		65

① S—砂型铸造；J—金属型铸造；R—熔模铸造；K—壳型铸造；B——变质处理。

② 航空材料标准 HB962—2001。

1.2 铸造铝硅合金

Al-Si合金一般以含Si质量分数=4%~14%作为基本成分。它们在工业上应用的时间虽然较Al-Cu类合金晚，但由于它具有良好的铸造性能、力学性能和物理性能等，而获得最广泛的应用。

1.2.1 铸造铝硅合金成分、组织及性能

Al-Si二元合金具有简单的共晶型相图（见图2.3-1)。室温下仅形成α（Al）和β（Si）两种相。α相是Si溶于Al中的固溶体，性能和纯铝相似，所以也可以写成（Al）相。在共晶温度577℃时，硅的最大溶解度是Si质量分数=1.65%，室温时只有0.05%；β是Al溶于Si的固溶体，其溶解度至今尚未完全确定，其量极微，故可将β相看成是纯硅。当Si质量分数为1.65%~12.6%时，结晶过程中先析出α相，到577℃时，析出（α+β）共晶体。通常把共晶体中的β相称为共晶Si，它在铸态下，若不经变质处理，呈粗大的片状，共晶和过共晶成分的合金组织中出现的初晶β相称为初晶Si，它在铸态下，若不经变质处理，呈粗大的多角形块状或板状。

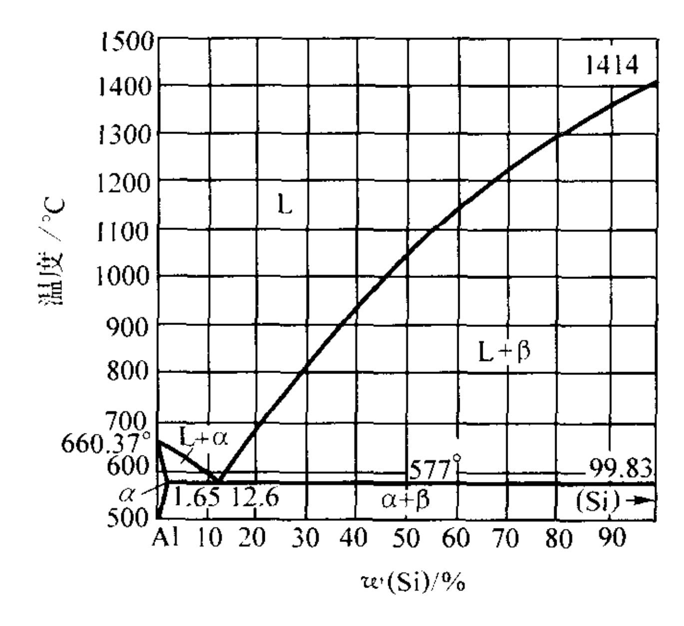


图2.3-1 Al-Si二元合金相图

随Si量的增加，结晶温度区间变小，共晶体增加，流动性随之提高（见图2.3-2)。纯Al的线收缩率较大，但Si几乎不收缩，因此，随着含Si量的增加，合金的线收缩率也随之降低，热裂倾向相应减少。根据生产经验，当含Si质量分数=5%时，合金已有相当好的充型能力；含Si质量分数增至6%时，可消除热裂；增至9%时，已无疏松现象，能获得组织致密的铸件。故常用Al-Si合金的含Si质量分数均在5%以上。Si的结晶潜热大（Si的结晶潜热为1 810 kJ/kg，而Al仅为389 kJ/kg)，所以，即使远离共晶点，直至Si质量分数=20%处，流动性仍比共晶成分的合金高。从图3.2-2可见，含Si质量分数=16%~18%处有流动性的峰值。

图2.3-3表示了含Si量对Al-Si合金力学性能的影响。可以看到，随着合金中含Si量的增加，组织中的Si相不断增加，从而提高了合金的抗拉强度和硬度，但伸长率显著降低。Si相在未经变质处理之前，在共晶体中一般都呈片状分布，严重地割裂了基体，由于应力集中的结果，抗拉强度较低，伸长率则更低；当Si质量分数超过13%~14%时，即使经Na和P变质，抗拉强度和伸长率都大幅度下降。

图2.3-4表示了含Si量对Al-Si合金线胀系数和电阻率的影响。随Si量的增加，合金的线胀系数呈线性降低，而电阻率则呈指数增加。

图2.3-5表示了含Si量对Al-Si合金密度的影响，随Si量的增加，对固态Al-Si合金的密度呈线性降低，但对液态合金却刚好相反，随Si量的增加，液态合金的密度呈线性

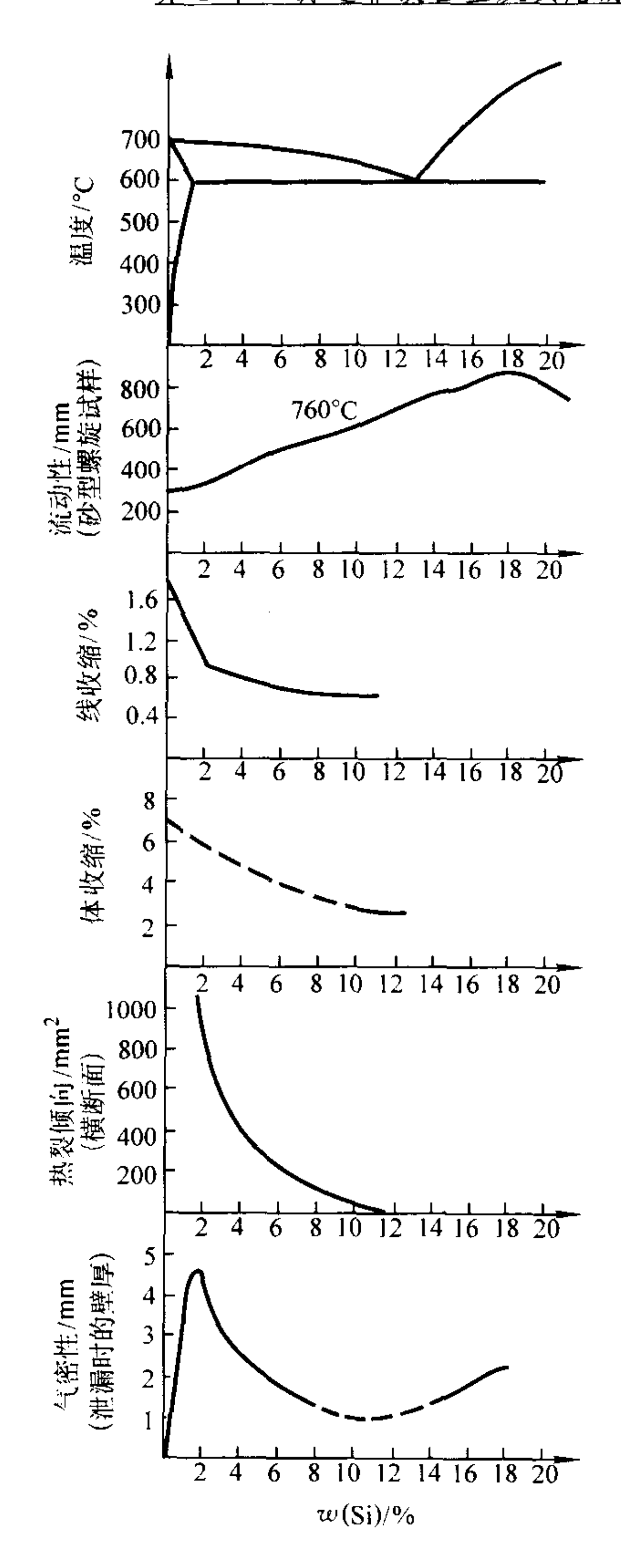


图2.3-2 含Si量Al-Si二元合金铸造性能的影响

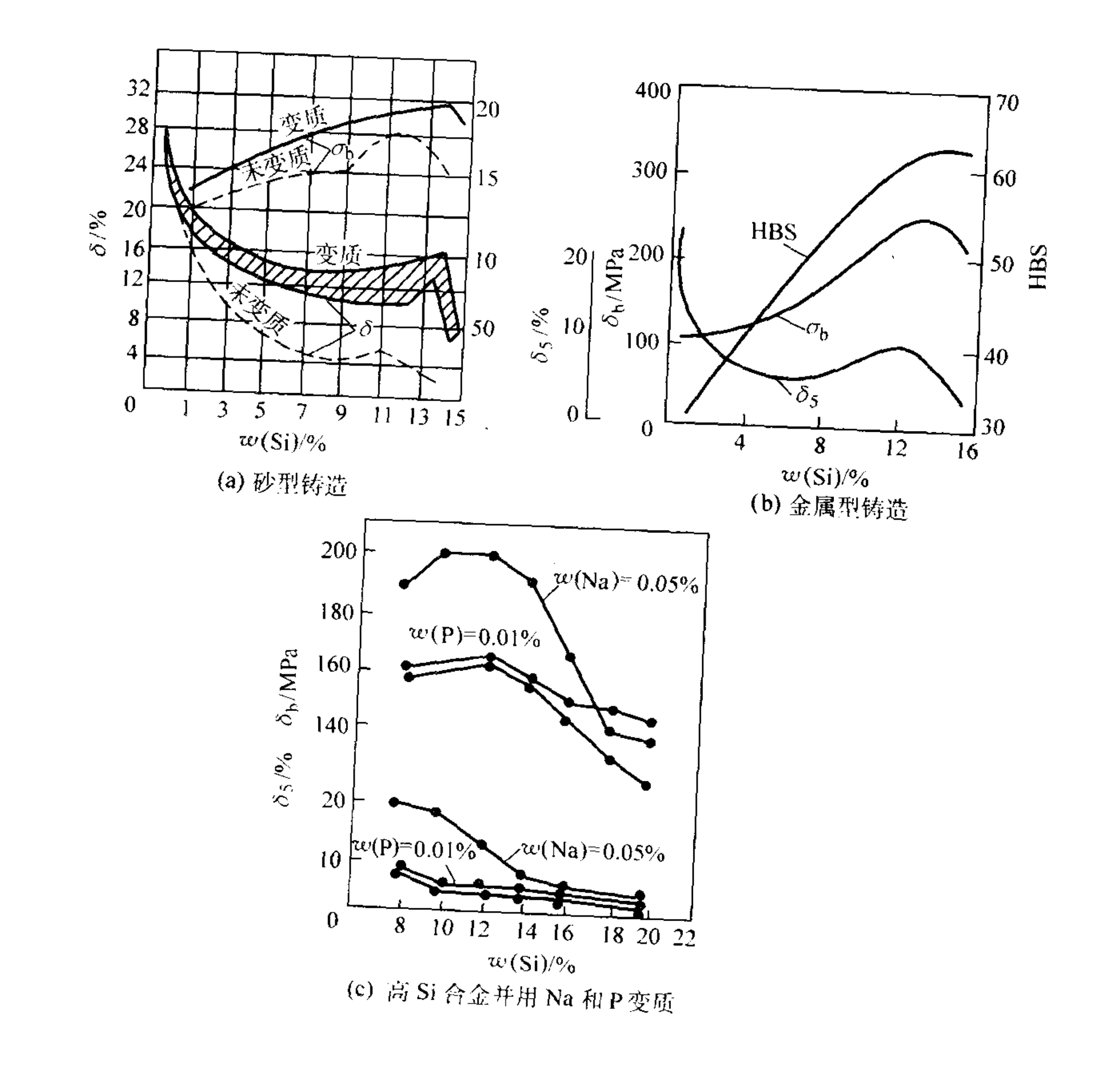
增加。图2.3-6表示了Al-Si合金的密度和温度的关系。Al-Si合金的密度随温度的上升而下降，在液态转变为固态的范围内有一个突变，密度急剧下降。有关Al-Si合金的物理性能见表2.3-3和表2.3-4。

共晶型Al-Si二元合金虽具有优良的铸造性能，但由于力学性能不高，故只能用于压铸、挤压铸造等高速冷却的铸造方法，对于砂型铸造等冷却速度较慢的铸造方法，必须进行变质处理，细化共晶硅，以获得足够的力学性能。

Al-Si二元合金的代表是代号ZL102合金，其成分为Si质量分数=10%~13%，余为铝。金相组织为α（Al）+共晶体（α+β）及少量的初晶硅。ZL102合金具有如下的特点。

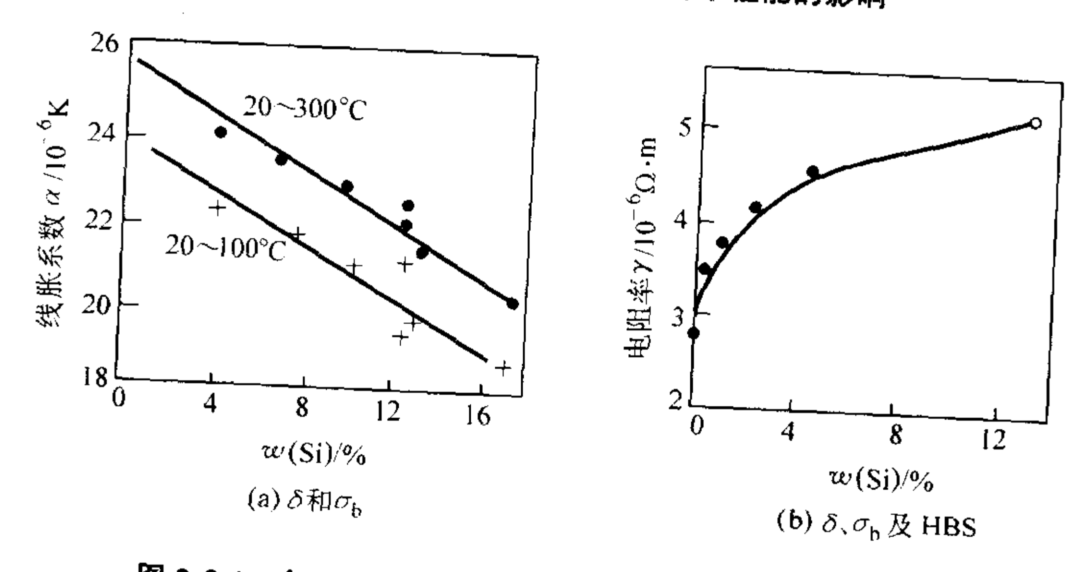
1）热处理强化效果小，力学性能不高。577℃时Si质量分数在α（Al）固溶体中的溶解度为1.65%，室温下降至0.05%。但热处理强化效果不大，只能使合金强度提高10%~20%，因为硅的沉淀和集聚速度很快，即使固溶处理时或固溶处理后人工时效都可能发生固溶体分解，析出硅质点，而不会形成共格或半共格的过渡相，因此一般只进行退火消除内应力。

2）铸造性能优良。近共晶的Al-Si二元合金的结晶温度区间小，硅的结晶潜热大，故流动性能为铸铝合金中之冠，集中缩孔倾向大，应设置合理的冒口，能获得致密的铸件，直至破坏前不会引起渗漏。硅降低氢在铝液凝固后的溶



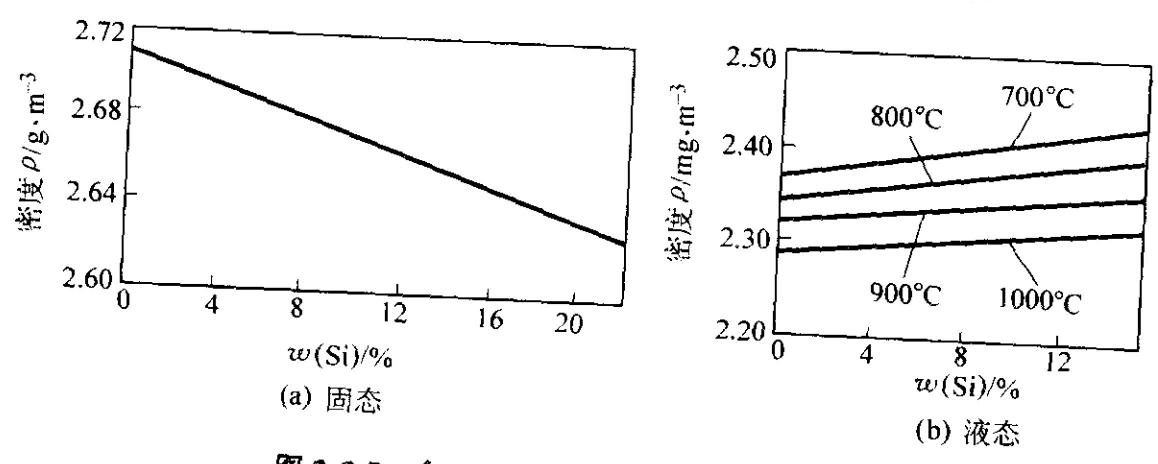
(a) 砂型铸造　(b) 金属型铸造　(c) 高Si合金并用Na和P变质

图2.3-3　含Si量对Al-Si合金力学性能的影响



(a) δ和σ_b　(b) δ、σ_b及HBS

图2.3-4　含Si量对Al-Si合金线胀系数和电阻率的影响



(a) 固态　(b) 液态

图2.3-5　含Si量对Al-Si合金密度的影响

解度，如精炼不当，容易产生针孔。

3）耐磨性，抗蚀性，耐热性好。Al-Si二元合金具有软相α（Al）和硬相硅，是典型的耐磨组织，耐磨性好；α（Al）和共晶硅的电子电位相差不大，表面会形成一层Al_2O_3，组织致密，对基体具有保护作用，因此耐蚀性好；ZL102合金的共晶温度为577℃，高于其余铸铝合金，温度升高时没有强化相溶解或聚集现象，因此耐热性较好。

4）必须进行变质处理，提高力学性能。Al-Si二元合金变质前的力学性能低，切削加工性能差，必须进行变质处理，使板片状的共晶硅转变成为纤维状，并消除初晶硅，大

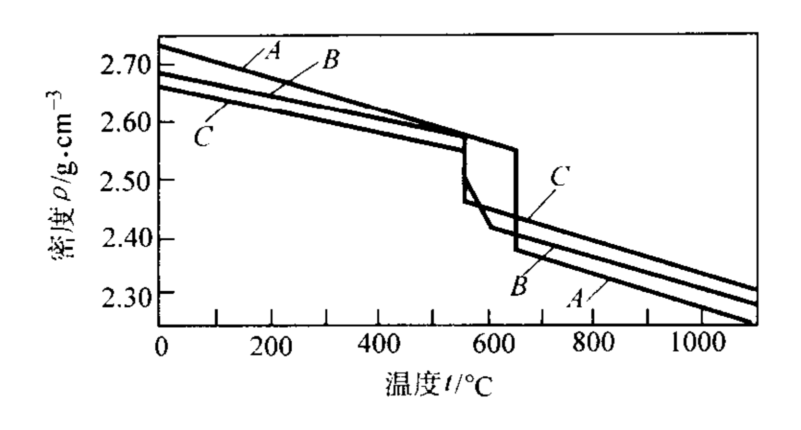


图 2.3-6 Al - Si 合金的密度和温度的关系

幅度提高力学性能。

ZL102 合金适用于压铸件或要求耐蚀、耐磨，承受中小载荷的薄壁、复杂的铸件，如各种仪表的框架、壳体、基座等。

1.2.2 铝硅合金的变质处理

（1）共晶体的变质处理

为了提高 Al - Si 合金的力学性能，在生产中常采用在合金液中加入氟化钠及氯盐的混合物来进行变质处理，加入一定量的金属钠（Na 质量分数 = 0.08% ~ 0.1%），或微量的锶、铋、锑的元素也可得到同样的变质效果。Al - Si 共晶合金变质处理后，其组织由原来的粗大片状硅晶体所组成的共

表 2.3-3 Al - Si 系合金的物理性能Ⅰ（摘自 GB/T 1173—1995）

合金代号	密度 ρ/g·cm^{-3}	线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$			比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$			
		20 ~ 100℃	20 ~ 200℃	20 ~ 300℃	100℃	200℃	300℃	400℃
ZL101	2.68	21.5	22.5	23.5	879	921	1 005	—
ZL101A	2.68	21.5	22.5	23.5	879	921	1 005	—
ZL102	2.65	21.1	22.1	23.3	837	879	921	1 005
ZL104	2.63	21	22	23	754	796	837	921
ZL105	2.71	22.4	23	24	837	963	1 047	1 130
ZL105A	2.71	22.4	23	24	837	963	1 047	1 130
ZL106	2.73	21.4	—	—	—	—	—	—
ZL107	2.80	21.5	23	23.5	963	—	—	—
ZL108	2.68	—	—	—	—	—	—	—
ZL109	2.71	18.9	20	20.9	—	—	—	—
ZL111	2.71	20.9	21.5	22.9	963	—	—	—
ZL112Y①	2.74	21.2	22.0	22.5	963	—	—	—
ZL113Y①	2.71	20.8	—	22.1	—	—	—	—
ZL114A	2.68	21.6	22.6	23.6	963	—	—	—
ZL116	2.66	21.4	—	23.4	—	—	—	—
ZL117①	2.65	—	17.7	—	—	—	—	—
390	2.73	18	—	—	—	—	—	—

①为航空材料标准。

表 2.3-4 Al - Si 系合金的物理性能Ⅱ

合金代号	处理状态	固相线温度/℃	液相线温度/℃	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$					电阻率 ρ /μΩ·m	电导率 κ /%IACS①
				25℃	100℃	200℃	300℃	400℃		
ZL101	T6	555	615	150.7	154.9	163.3	167.47	167.5	0.045 7	39
ZL101A	T6	555	615	150.7	154.9	163.3	167.5	167.5	—	40
ZL102	F	577	600	154.9	167.47	167.47	167.47	167.47	0.045 8	39
ZL104	F	555	595	113	154.9	159.1	159.1	154.9	0.046 8	37
ZL105	T6	545	620	159.1	163.3	167.5	175.9	—	0.046 2	36
ZL105A	T6	546	621	159.1	163.3	167.5	175.9	—	—	39
ZL107	T4	515	605	109	—	—	—	—	—	27
ZL108		—	—	159.1	—	—	—	—	—	—
ZL109	T5	538	566	117	—	—	—	—	0.059 5	29
ZL111	T6	538	596	128	—	—	—	—	0.059 5	32
ZL112Y②	F	540	594	108.8	—	—	—	—	0.075	27
ZL113Y②	F	515	580	92	—	—	—	—	—	23

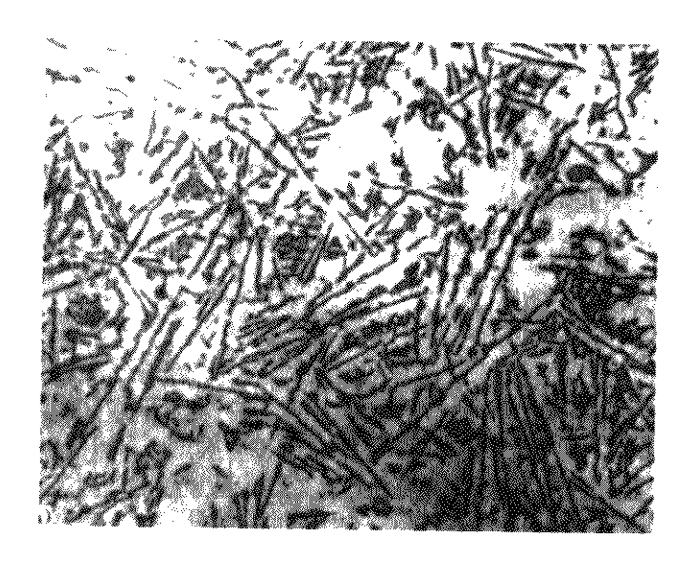
续表 2.3-4

合金代号	处理状态	固相线温度/℃	液相线温度/℃	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$					电阻率 ρ /μΩ·m	电导率 κ /%IACS①
				25℃	100℃	200℃	300℃	400℃		
ZL114A	T6	555	615	152	—	—	—	—	—	40
ZL116	T6	557	596	150.7	—	—	—	—	—	39
390	F	505	650	134	—	—	—	—	—	27

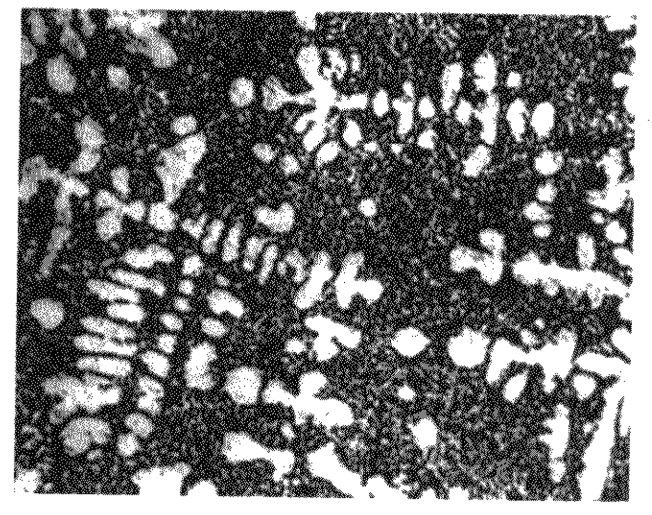
①国际标准退火纯铜的%。

②航空材料标准 HB 962—2001。

晶组织，转变为由初生 α（Al）固溶体（呈树枝晶）和 α + Si 共晶体所组成的亚共晶组织，共晶硅的形貌也从原来的粗大片状转变为纤维状（见图 2.3-7）。由于共晶硅的形貌的巨大变化，使得变质后 Al - Si 合金的力学性能大幅度改善。



(a) 变质前



(b) 变质后

图 2.3-7　ZL102 合金变质前后的组织

为什么 Al - Si 合金中加 Na 等元素能改变 Si 晶体的形貌？早期的变质理论主要有两种。

一种是“过冷理论”，其根据是：加 Na 有增大合金液结晶时过冷度的作用，使共晶温度降低了 8 ~ 10℃，合金液将过冷到比未变质时更低的温度才开始结晶。此理论认为：通常的 Al - Si 合金中实际上常含有微量的磷，在合金液中形成 AlP 化合物质点（已通过实验从合金液中分离出了 AlP 化合物质点，并经测定：AlP 化合物的晶格结构与硅晶体相同，均为金刚石型晶格，晶格常数也相近，AlP 为 0.545 nm，硅晶体为 0.542 nm），此 AlP 质点即可作为硅的非自发晶核；加钠变质后即发生 $AlP + 3Na \rightarrow Al + Na_3P$ 反应，使 AlP 被破坏，因而消除了合金液中原来已存在的硅的非自发晶核，使合金液过冷至更低温度才开始硅的自发结晶。根据结晶过程理论中过冷度与形核率（晶核生成速度）的关系曲线，当过冷度增大时，硅的自发晶核数将大大增加，因而使合金组织中的硅晶体细化。

另一种是“吸附薄膜理论”，其根据是：加钠后将使硅原子在合金液中的扩散速度大大降低（实验测得：在 607℃ 时，加钠后硅原子在合金液中的扩散系数仅为加钠前的 15%），并降低合金液的表面张力。根据正吸附原理，钠应富集在合金液与硅晶体间的界面上。此理论认为：由于钠吸附在正在长大的硅晶体的表面，并大大阻碍硅原子的扩散，使硅晶体的长大受到阻碍而成为细小的球粒状。

以上两种理论都认为：钠仅对硅晶体的结晶过程产生抑制作用，而对以固溶体的结晶则不发生影响，所以就使 α（Al）固溶体能优先于硅晶体结晶并长大。这可以用来解释变质后共晶合金组织中出现初生α(Al)的现象。

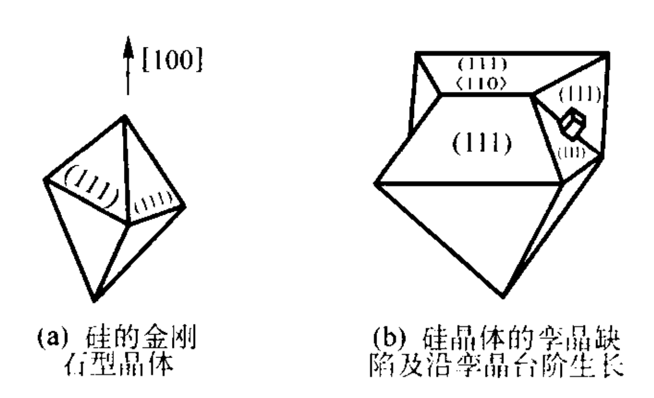
以上这些变质理论，都把变质前后合金中的硅晶体看成是孤立的、互相隔离的晶体，这是因为早期的变质理论研究，仅能依靠金相显微镜对变质前后的合金组织变化进行观察。随着扫描电镜、透射电镜的广泛应用，以及深腐蚀等技术的发展，可以看到：硅晶体在一个共晶团内是连成整体的，变质前组织中的硅晶体呈曲面的板片状，形状犹如一颗菜花；变质后的硅晶体呈高度细小分枝状，犹如一株珊瑚或水草（见图 2.3-8），加钠变质前后对共晶团的数量、大小不产生影响。显然，用早期的变质理论就很难完满地解释硅晶体形态的这种变化。



图 2.3-8　深腐蚀后共晶硅晶体形貌

因此，后来又提出了硅晶体的孪晶缺陷生长理论，用来解释变质现象。根据此理论，硅晶体为金刚石型的立方晶系，理想情况下它应按 <100> 方向结晶成为八面体的形状（见图 2.3-9a），但在铸造条件下，由于过冷和杂质等原因，在未变质的 Al - Si 合金中，硅晶体都存在着不少孪晶缺陷（见图 2.3-9b），由两个孪晶所组成的凹谷即构成生长台阶，硅原子在此台阶上沿 {111} 面堆砌所需要的能量较小，故长得较快，最后沿 {111} 面铺开长成板片状。加钠变质后，钠一方面被吸附在生长的晶体表面上，尤其是在孪晶凹谷的生长台阶上，阻碍硅晶体长成板片状；另一方面，钠在硅晶

体表面被吸附，并在随后嵌入硅的晶格内时，因钠的原子半径（共价键时为 0.154 nm）比硅（共价键时为 0.117 nm）大，容易使硅晶体中产生原子的错排（即层错）。这种原子错排就促使孪晶面的产生，因此钠有促使硅晶体中产生孪晶的倾向，加钠后就造成硅晶体中孪晶密度的增加和高次孪晶的产生。



(a) 硅的金刚石型晶体　　(b) 硅晶体的孪晶缺陷及沿孪晶台阶生长

图 2.3-9　硅晶体生长方式示意图

透射电镜观察的结果也证实，变质前，共晶硅呈板片状，具有{111}惯习面，生长速度缓慢时有 < 211 > 择优生长方向。硅片的大角度分枝是由于{111}孪晶系的增值所引起，每两个{111}孪晶系之间的夹角为 70.53°。变质后，共晶硅变为纤维状，呈多面生长，择优生长方向变为 < 100 >，少量为 < 110 >，含有高密度的{111}复合孪晶。

由于上述两方面的原因，加钠变质后一方面抑制了硅晶体的板片状生长，另一方面又促使它长成细小分枝的水草状或珊瑚状。由此可以解释扫描电镜观察中变质前后硅晶体形态的变化。

近年来，对于变质前共晶硅按孪晶凹角机制（Twin Plane Reentrant Edge）生长形成片状的理论，又有了新的修改。人们发现，在硅板片表面有作为外缺陷的固有台阶存在。计算结果为：硅片生长时，二维形核所需的动力学过冷 $\Delta T_k \approx 100$ K，孪晶凹角机制生长所需 $\Delta T_k \approx 1$ K，而在固有台阶上生长时，$\Delta T_k \approx 10^{-2}$ K。因此，对变质元素封闭了孪晶凹角，从而改变了共晶硅的形态的说法，需要重新认识。

最新的学说认为，变质元素钠吸附在共晶硅片的固有台阶上，当达到一定的浓度时，台阶的生长被阻止，系统将过冷到足以克服这一障碍的温度，直至产生硅晶体生长的另一有利机制的孪晶凹角。为了提供生长的孪晶凹角源，需要重复孪晶的形核，加入变质元素所出现的较大动力学过冷要求与重复孪晶形核相关。计算结果为：最小动力学过冷 $\Delta T_k >$ 10 K。这一数值与变质使共晶平台下降的温度十分相近。另外，计算还得出：最适合的变质元素的原子半径 r_i 与硅原子半径 r_{Si} 之比为 1.647 5，即 $r_i \approx 0.193$ nm，这一结果与实验结果很吻合。

关于共晶硅从板片转变为纤维状的原因，一种观点认为是由复合孪晶所决定；另一种观点则认为，硅为领先相时，α(Al)在其后生长，共晶硅呈板片状，此后钠富集超过门槛值，有共晶α(Al)相领先生长，不同的α(Al)晶胞间形成“节点”，共晶硅只能沿“节点”生长，生成纤维状。

(2) 共晶体的长效变质方法

在目前生产中变质多是采用 Na 盐，Na 或 Na 盐虽能有效地细化共晶体，但在工艺和质量上仍存在许多问题。主要表现在以下方面。

Na 易与铸型中水汽产生下列反应：

$$2Na + H_2O \rightarrow Na_2O + H_2 \tag{2.3-1}$$

反应结果使铸件中产生皮下气孔，而且加 Na 使合金溶液黏度升高，阻滞气泡和夹杂的排出，造成变质合金容易形成针孔、夹渣等缺陷。实践表明：Al - Si 合金变质后的砂型铸件的断口中较易产生“白点”，因而降低力学性能。经研究，此“白点”即为分布于晶界上的气膜状针孔。当变质剂加入量和回炉料量多时，由于合金中的含钠量增多，断口上的“白点”一般也更为严重。

目前生产中，对含硅量低的合金就不进行变质处理，因为这时变质对合金力学性能的提高，不如含硅量高的合金那样显著，却反而易引起针孔，故一般仅当 w（Si）> 7% ~ 8%时才进行变质处理。金属型铸造薄壁零件和压铸时，因冷却较快，组织中的硅晶体已细化；而且变质过的合金液由于黏度显著升高，因而降低了充型能力，故这时也不再进行变质处理。

因为钠的沸点仅 880℃，所以，加 Na 变质后的合金液的有效时间很短，一般只有 30 ~ 60 min，超过此时间，变质效果会逐渐消失，温度越高失效也越快，合金重熔后变质效果也会全部消失。

Na 和 Na 盐变质剂的制备和保存都比较麻烦，变质剂对坩埚和工具的腐蚀也相当严重。

以上这些，对于大量连续生产、机械化、自动化生产均感不便。为此，近年国内外均在研究新的变质剂和变质方法，比较有效的有：锶（Sr）、钡（Ba）、碲（Te）、锑（Sb）、铋（Bi）、砷（As），以及钇（Y）、铈（Ce）、钕（Nd）、镨（Pr）等稀土元素。在这些元素中，锶的变质效果较好，它不仅能细化共晶硅的片，还有细化共晶团的作用，合金的力学性能可达加钠变质的水平；而且锶是长效变质剂，在 710℃有效变质时间长达 6 ~ 8 h，重熔后仍有变质效果。与用钠盐变质相比，可简化操作，对坩埚也无浸蚀作用，加 w（Sr）一般为 0.04 ~ 0.08%（以 Al - w（Sr）5%中间合金加入）。但纯锶较贵，用锶盐变质的效果则不能满意。

钡对共晶硅也有良好的变质作用，且也为长效变质剂，它比锶来源丰富，制取较简单（可用重晶石或中毒石火法冶炼，或将 $BaCO_3$ 在感应炉中以炭粉还原出钡合金），成本也较低。加入 w（Ba）≐ 0.05% ~ 0.08%，其不足之处是对砂型铸件的壁厚敏感性较大，壁厚大于 12 mm 的砂型铸件中就会出现变质不足的组织。

国内对加锑变质也进行了许多研究，加锑对金属型铸件和壁厚不大的砂型铸件均有良好的变质作用，而且还发现它对热处理后的合金性能有良好的影响。锑也是长效变质剂，保持 8 h 或重熔后均仍能保持变质作用，其加入量一般为 w（Sb）= 0.1% ~ 0.3%（以 Al - w（Sb）5% ~ 8%中间合金加入）。它的不足之处是对缓冷的厚壁砂型铸件的变质效果不明显。我国锑的资源丰富，来源广，成本低，便于推广应用，已有工厂将它用于生产。

碲也是一种长效变质剂，有良好的变质作用，加入 w（Te）= 0.1%后，不但能使共晶硅细化，还能使初生 α 枝晶细化，合金的力学性能可达到加钠变质的水平，加碲变质后保持 8 h 或经重熔后变质效果基本保持不变。

以上四种变质剂的共同点是：都是长效变质剂，以中间合金或纯金属形式加入，操作比使用钠盐方便；对坩埚不浸蚀，形成针孔、夹渣的倾向也比加钠变质时小。至于其他一些变质剂，如硫虽有一定的变质效果，但不易加入，且效果不够稳定，硫化物还严重污染大气，危害人体健康。钙虽有一定的变质作用，但其效果不如钠、锶，且工艺不易掌握，处理不当反使合金性能恶化，变质后铸件的氧化倾向大，加钙还会降低合金液的流动性和补缩能力，故也不宜采用。砷的作用比锑差，本身有毒，也不宜在生产中使用。

稀土元素对 Al - Si 共晶合金的变质效果和 Na、Sr 变质相仿，为大家所公认，但在变质机理上尚有一些差别。

一种观点认为，稀土元素不吸附在 $(111)_{Si}$ 和 $(100)_{Si}$ 面上，由于稀土元素在α(Al)和硅相的分配系数极小，凝固时在固液界面前富集，生长速度较低时，稀土还可以向液相中

扩散，稀土的富集程度不高，铝原子和硅原子还可以扩散，两相正常生长，硅晶体呈不变质的板片状组织。当生长速度较大时，稀土在固液界面的富集程度增高，阻碍了铝原子和硅原子的扩散，使α(Al)、Si两相不能正常生长，α（Al）的生长是各向的，能横向生长而连接，Si的生长服从晶体学要求，各向异性，只能靠孪晶侧向分枝，通过反复孪晶调整生长方向，达到与α(Al)的协调生长，最终长成侧向为$(110)_{Si}$、生长表面为$(111)_{Si}$、生长方向为$[100]_{Si}$的纤维状组织。

另一种观点认为，绝大多数稀土元素富集在晶界处，形成AlSiFeRE复杂化合物，这部分稀土不起变质作用，反而降低合金的塑性。其变质作用是原子态存在的稀土，凝固时吸附在共晶硅的晶面上，抑制了硅晶体长成板片状，稀土元素同时嵌入硅晶体点阵中，由于稀土原子比硅原子大，促使产生硅孪晶，加快在生长过程中进一步分支。

稀土的加入可采用混合稀土或Al－RE中间合金方式。稀土的加入量和含硅量、冷却速度有关，质量分数在0.5%～1.0%范围波动。含硅量高，冷却速度慢，取上限，反之取下限。

(3) 初晶硅的细化

过共晶Al－Si合金（含w（Si）＞15%）由于线胀系数小、密度小、耐磨性、耐蚀性、流动性、抗热裂性好，已引起人们研究的兴趣。Al－Si二元过共晶合金的组织由初晶Si和共晶体（α＋Si）组成。初晶Si呈粗大、不规则板状晶组成。

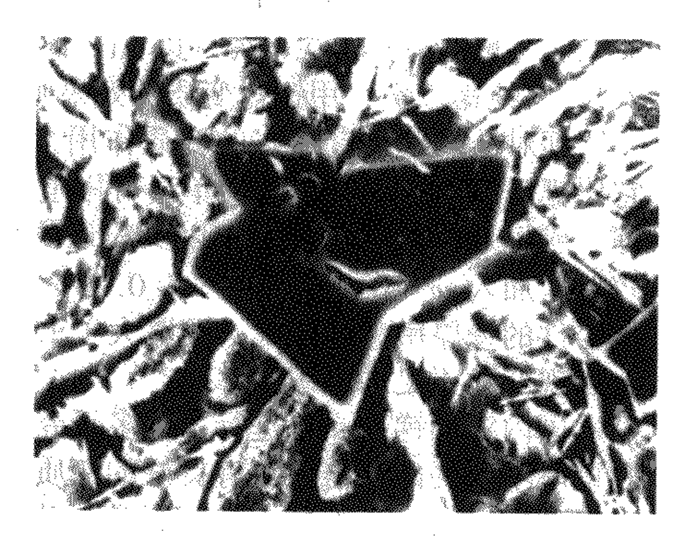
这种初晶Si是由一些极薄的六角形板状晶重叠而成，板块与板块之间的结合力很弱，受拉力时，一般在板块间断裂；有时板状Si本身断裂而使裂纹扩展，断面上呈现不规则的贝壳状，所以抗拉强度很低，塑性更差。如不经细化处理，工业生产上没有实用价值。

长期以来，各国铸造工作者对初晶Si的细化进行了深入的研究。发现采用超声波振动结晶法、急冷法、过热熔化、低温铸造、高压铸造法等都能取得一定效果。但是效果最稳定、适合在工业上应用的还是加入变质元素，其中主要是P。

图2.3-10表示含w（Si）＝20%、w（Cu）＝1.2%、w（Mg）＝0.6%的过共晶Al－Si合金，加P细化处理前后的金相显微组织。未加细化剂P时，初晶Si平均尺寸为400 μm左右，加入w（P）＝0.3%混合细化剂后，初晶Si平均尺寸减小到30～40 μm。

加P使初晶Si细化的机理是：P在合金中与Al形成AlP，根据晶体结构相似、晶格常数相应的原理，AlP可以起到异质核心的作用，由于晶核数量大幅度增加而使初晶Si细化。

加As（砷）生成AlAs化合物，具有闪锌矿型立方结构，晶格常数为0.563 nm，熔点高于1 600℃，也可以成为初晶Si的异质晶核，因此也有一定的变质效果。上述机理已被电子显微镜、X射线显微分析等实验所证明。


(a) 细化前×100

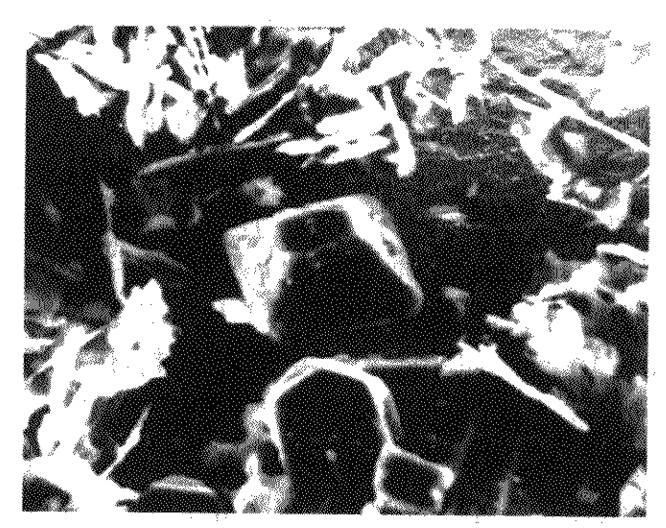

(b) 细化后×350

图2.3-10　Al－20%Si合金加P细化前后的显微组织（φ(HF)＝0.5%腐蚀）

1.2.3　多元铝硅合金的成分、组织与性能

(1) 铝硅镁系合金

1) Mg量对合金组织和性能的影响　在铝硅合金中加入合金元素时，镁对合金的组织和性能影响最大。图2.3-11表示了Al－Si－Mg三元合金铝角部分的液相面投影图和Al－Si－Mg三元合金铝角部分的溶解度投影图。

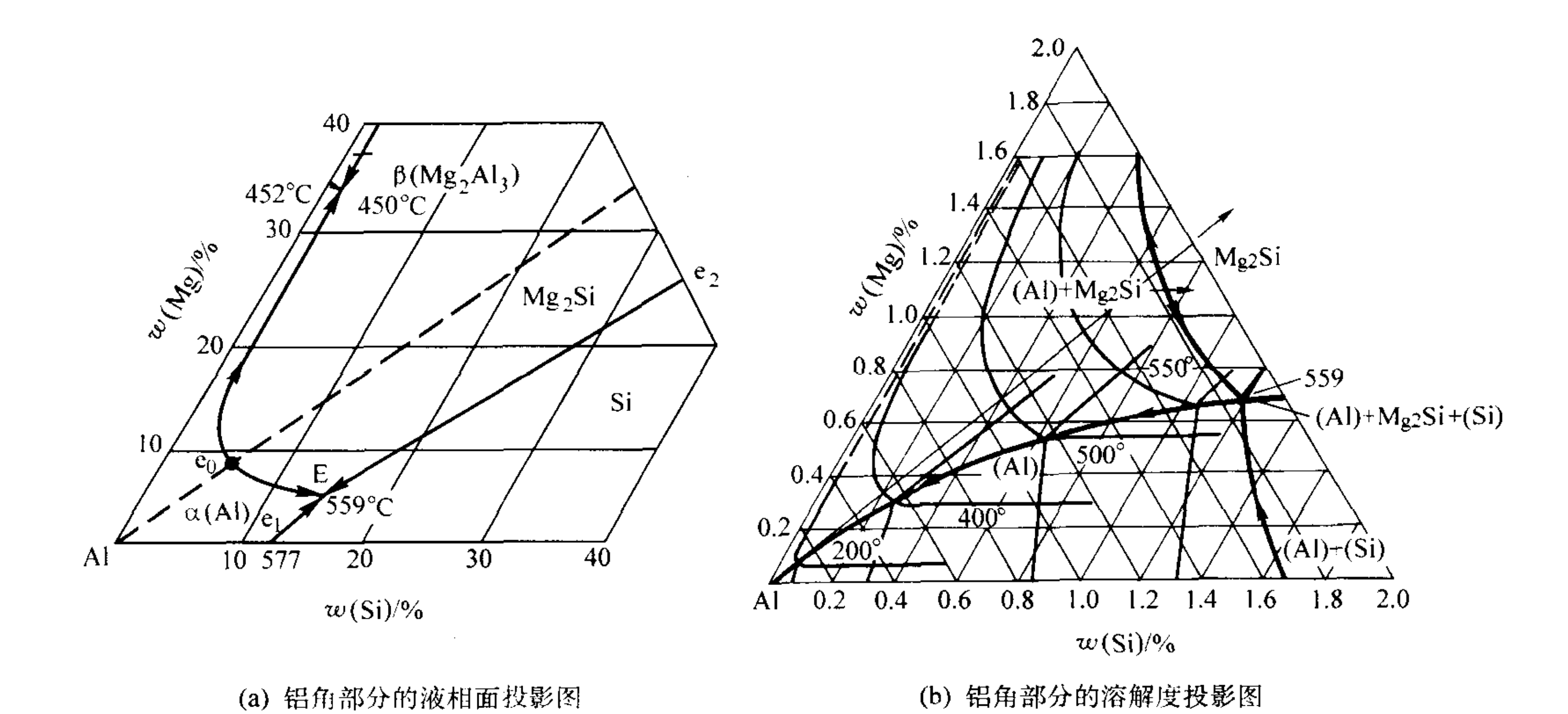
根据Al－Si－Mg三元合金液相面投影图，可以看到，加入Mg以后的Al－Si合金，由Al－Mg_2Si伪二元系可将Al－Si－Mg三元相图分成Al－Mg_2Si－Mg_2Al_3和Al－Mg_2Si－Si两个伪三元系。在Al－Mg_2Si－Si伪三元系中的铝角部分，仅存在一个L→α＋Si＋Mg_2Si三元共晶反应，结合Al－Si－Mg三元合金铝角部分的溶解度投影图可知，三元Al－Si合金的成分应位于（α＋Si）二元共晶区内，其铸态组织应由α(Al)初生晶、二元共晶（α＋Si）及三元共晶（α＋Si＋Mg_2Si）组成，其中三元共晶（α＋Si＋Mg_2Si）是由于在冷却过程中，Si和Mg_2Si在α(Al)中的溶解度减小而析出所致。

因此，当Al－Si－Mg合金进行固溶化处理时，在高温下，Mg_2Si被重新溶入α固溶体。在其后的时效热处理时，Mg_2Si将呈弥散相析出，由于Mg_2Si相可与α相共格或部分共格，使α相的点阵结构发生畸变，合金强化，力学性能增加，但伸长率有所下降。

由图2.3-11b可以看到，在500℃时，平衡条件下，镁在α固溶体中的溶解度可达w（Mg）＝0.5%～0.6%，但这只有在保温非常长的时间才能达到（数十小时）。如果保温时间不够，就会残留较多的Mg_2Si相，它不但不能提高合金的强度，反而使合金的塑性大幅度下降。所以，在亚共晶Al－Si－Mg合金中，一般控制在w（Mg）＝0.2%～0.4%。应当指出，在室温条件下，α固溶体中仍含有w（Mg）＝0.1%～0.15%，所以，加入的w（Mg）＜0.15%，是没有强化效果的。

由图2.3-11可知，α＋Si＋Mg_2Si系的三元共晶点的温度为577℃，理论上合金的淬火温度应低于577℃，否则在铸态时存在的三元共晶将开始熔化，从而造成"过烧"，引起力学性能恶化，生产上一般采用的淬火温度为530～535℃。

2) ZAlSi7Mg合金　ZAlSi7Mg合金的代号为ZL101，成分（质量分数）：w（Si）＝6%～8%，w（Mg）＝0.2%～0.4%，余为Al，铸态组织由树枝状α(Al)固溶体、（α＋Si）共晶体及晶界上少量的Mg_2Si组成。变质处理后，针状的共晶硅变为点状，固溶处理后，Mg_2Si溶入α(Al)固溶体，经人



(a) 铝角部分的液相面投影图　　(b) 铝角部分的溶解度投影图

图 2.3-11　Al-Si-Mg 三元合金铝角部分相图

工时效，Mg_2Si 呈与 α 相共格或部分共格形式的介稳定相析出。

ZL101 合金具有较好的力学性能，铸造性能与 ZL104 合金相近，可以制造薄壁、形状复杂的铸件。ZL101 合金可以通过调整镁量的上下限或采用不同的热处理工艺，来调整合金的强度、塑性指标，以满足铸件不同的服役性能要求。

ZL101 合金的结晶温度范围比 ZL102 、ZL104 合金宽，有形成缩松的倾向，应在浇冒系统设计时予以考虑。

3）ZAlSi9Mg 合金　ZAlSi9Mg 合金的代号为 ZL104，成分（质量分数）：Si 为 8.0%～10.5%，Mg 为 0.17%～0.3%，Mn 为 0.2%～0.5%，余为 Al，铸态组织由树枝状α(Al)固溶体和（α+Si）共晶体组成。铸态时形成的少量的 Mg_2Si，固溶处理加人工时效后已不复存在。

由于硅量较高并加入锰，ZL104 合金的力学性能比 ZL101 高。锰除了起固溶强化作用外，还能改变针状富铁相的形状，形成骨架状的 AlFeMnSi 相，改善塑性。但对于铁的质量分数低于 0.1%的高纯合金，本来不出现 β_{Fe} 相，此时加锰将形成（Fe、Mn）Al_6，反而降低塑性。

ZL104 合金的铸造性能优良，充型能力强，线收缩率小，无热裂、缩松倾向；抗蚀性能、切削加工性能及焊接性都较好，可以铸造承受重大载荷、形状复杂的铸件，如发动机缸体、缸盖、曲轴箱，增压器壳体及航空发动机压缩机匣，受力框架等，用途广泛。

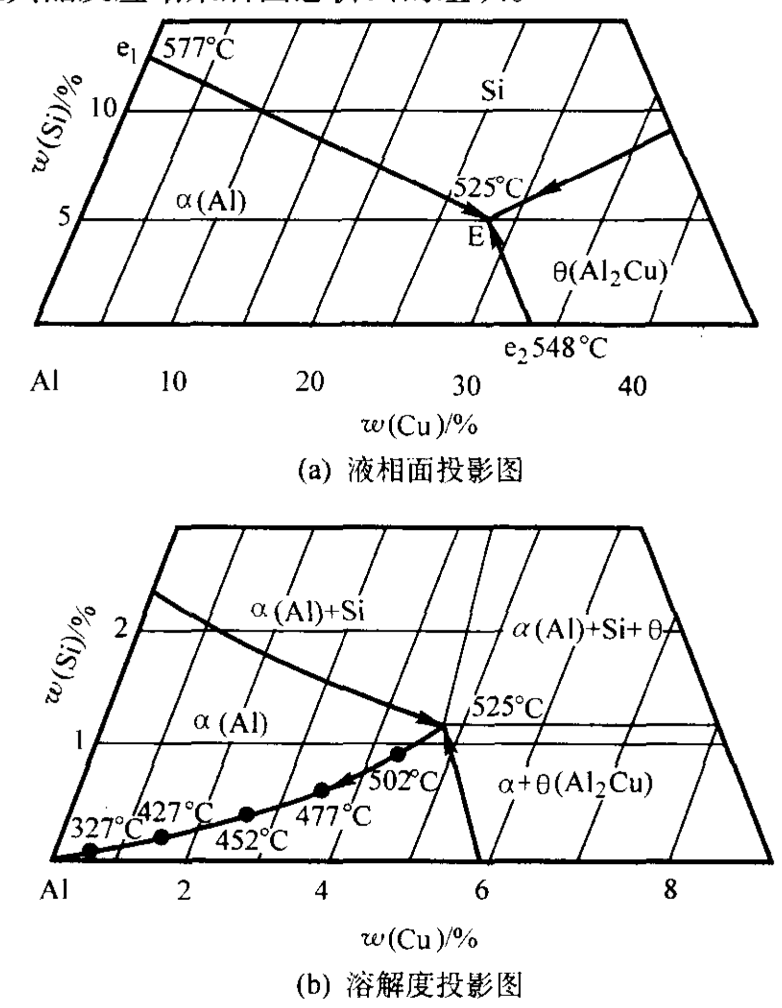
ZL104 合金有集中缩孔倾向，设计浇、冒系统、冷铁布置时应加以注意。

Al-Si-Mg 系合金的发展方向，主要是在保持优良铸造性能的同时，进一步提高力学性能。已知镁在 Al-Si 合金中的最大溶解度（质量分数）达 7.0%，将镁的质量分数提高到 0.45%～0.6%，同时加入细化剂 Ti 质量分数＝0.1%～0.2%，杂质铁的质量分数控制在 0.15%以下，固溶处理温度提高到 540～545℃，经过 170℃左右人工时效后，其力学性能，尤其是抗拉强度大幅度提高，σ_b = 310～330 MPa，$\sigma_{0.2}$ = 230～250 MPa，伸长率 δ = 2.5%～3.0%。这种高强度铸铝合金可用来铸造受重大载荷、薄壁、复杂且有质量指标的重要铸件。

由于 Mg_2Si 相热稳定差，在高温工作时易析出长大，使力学性能下降，故 ZL101 合金只可在 150℃以下工作，ZL104 合金在 185℃以下工作。

（2）铝硅铜系合金

图 2.3-12 表示了 Al-Si-Cu 三元合金的液相面投影图和 Al-Si-Cu 三元合金的溶解度投影图。可以看出这是一典型的三元共晶相图，三元共晶的温度为 524℃，含有 Cu 质量分数＝4.9%，Si 质量分数＝1.1%，随着温度的降低，Cu、Si 的溶解度下降，达到 300℃时，两者的溶解度趋于零。由于 Al-Si-Cu 三元的成分均位于（α+Si）二元共晶区内，其组织应为：α(Al)固溶体，二元共晶（α+Si）和三元共晶（α+Si+Al_2Cu），其中，三元共晶（α+Si+Al_2Cu）是在共晶反应结束后固态析出的组织。



(a) 液相面投影图

(b) 溶解度投影图

图 2.3-12　Al-Si-Cu 三元合金相图

Al-Si-Cu 系合金的铸造性能、切削加工性能都较好，不经热处理都可以获得较高的力学性能。其代表合金为 ZAlSi7Cu4，代号为 ZL107，成分（质量分数）：Si＝6.5%～7.5%，Cu＝3.5%～4.5%，余为 Al，铸态组织由α(Al)固溶体＋（α+Si）二元共晶＋（α+Si+Al_2Cu）三元共晶组成，显微组织与 ZL101 相近，经固溶处理加人工时效，其 σ_b 达 280～320 MPa，$\sigma_{0.2}$ 达 210～230 MPa，δ 达 3%～4%。ZL107

合金有较好的热强性，$\sigma_{100h}^{250℃}=60$ MPa。

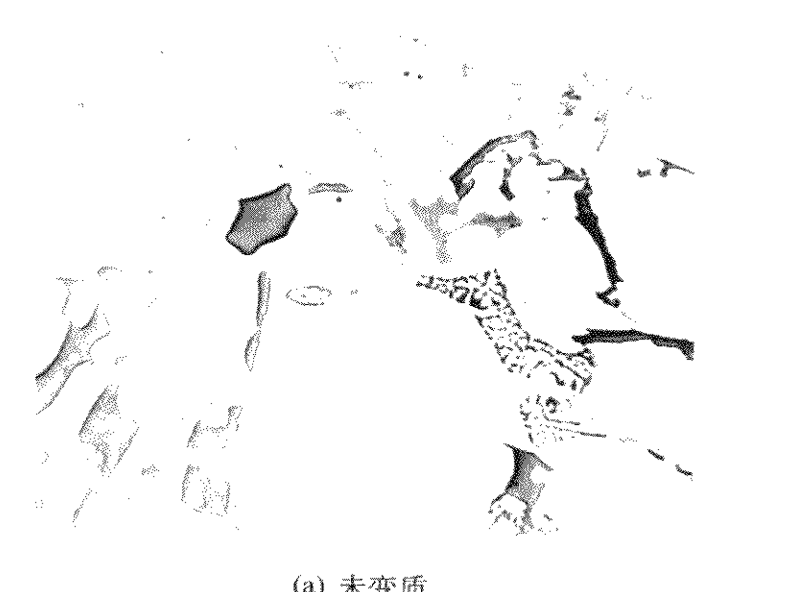
由于Cu的加入，合金的耐蚀性有所下降，但高温性能增加，可在250℃以下工作。在Al-Si-Cu合金中加入少量的Mg，Zn，Mn等，形成一系列的压铸合金，这些合金铸造性能良好，铸态就有较高的力学性能。

（3）铝硅铜镁系合金

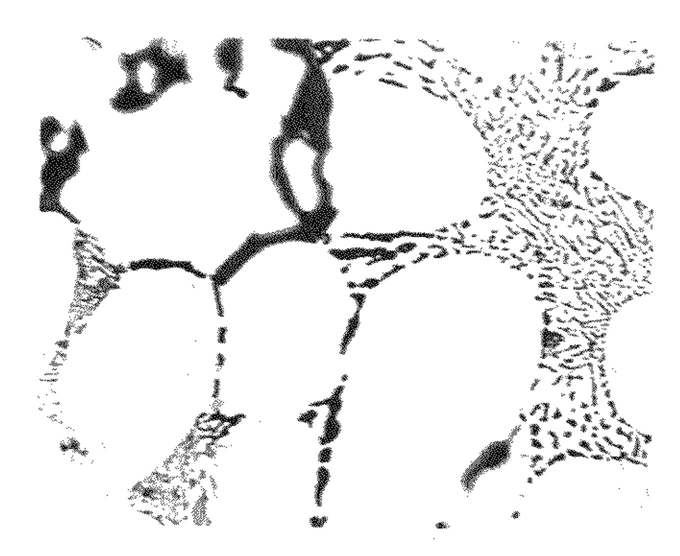
在Al-Si合金中同时加入镁和铜，除α(Al)、Si、Mg_2Si、Al_2Cu外，还会出现四元相W($Al_4Mg_5Cu_4Si_4$)，W相的热处理强化效果最好，Mg_2Si相次之；热强性则以Al_2Cu相最高。所以，Mg和Cu的加入量有一最佳配合，Mg和Cu的最佳总的质量分数为1.5%～2.0%，w(Cu)：w(Mg)≈2.5。

1）ZAlSi8Cu1Mg合金　ZAlSi8Cu1Mg合金的代号为ZL106，成分（质量分数）为Si为7.5%～8.5%，Cu为1.0%～1.5%，Mg为0.3%～0.5%，Mn为0.3%～0.5%，Ti为0.1%～0.15%，余为Al。铸态组织由α(Al)固溶体+(α+Si)二元共晶及少量的Al_2Cu、Mg_2Si和微量W相组成，见图2.3-13所示。

ZAlSi8Cu1Mg合金由于Si含量较高，且加入了Mn，保证合金具有优良的铸造性能，增加了α固溶体的稳定性，使合金的高温性能得到改善。可用来铸造形状复杂承受静载荷的零件，也可制造要求气密性高和在较高温度下工作的零件，如泵体和水冷气缸头等。



(a) 未变质



(b) 变质

图2.3-13　ZL106合金的铸态组织

2）ZAlSi9Cu2Mg合金　ZAlSi9Cu2Mg合金的代号为ZL111，成分（质量分数）为Si为8.0%～11.0%，Cu为1.3%～1.8%，Mg为0.4%～0.6%，Mn为0.1%～0.35%，Ti为0.1%～0.35%，余为Al。铸态组织与ZL106相仿。

在Al-Si合金中，ZL111合金既有良好的铸造性能，又有较高的力学性能，较好的切削加工性能和焊补性能，ZL111合金的力学性能很高，金属型试棒，经T6处理，σ_b=380～395 MPa，$\sigma_{0.2}$=285～315 MPa，$\delta>3\%$，特别是高温性能非常好，见表2.3-5所示。

表2.3-5　ZL111的高温力学性能

工作温度/℃		150	200	250	300
力学性能（金属型）	σ_b/MPa	330	300	250	175
	δ/%	3.0	3.5	3.5	4.5

ZL111合金的铸造性能良好，一般不会产生热裂，充型能力优良（适宜作压铸合金），而且线胀系数也较小。它已成功地用来制造在高压气体或液体下长期工作的大型零部件，如转子发动机的缸体，压铸水泵叶轮和军事工业中的大型壳体等重要零件。

（4）活塞合金

活塞是发动机中传递能量的一个非常重要的构件。对活塞的要求是：密度小，重量轻，导热性好，线胀系数小，有足够的高温强度，耐磨、耐蚀，尺寸稳定性好。

铝活塞材料大致可分四类：Al-Cu-Ni-Mg类，Al-Cu-Si类，Al-Si共晶合金类及Al-Si过共晶合金类。第一类由于线胀系数大，密度大，铸造性能差，价格贵，已逐渐被淘汰；第二类由于线胀系数大，体积不稳定，也已被淘汰，目前使用的是第三类和第四类材料。

1）ZAlSi12Cu2Mg合金　ZAlSi12Cu2Mg合金的代号为ZL108，成分（质量分数）：Si为11%～13%，Cu为1.0%～2.0%，Mg为0.4%～1.0%，Mn为0.3%～0.9%，余为Al。铸态组织为α(Al)+(α+Si)+少量Mg_2Si、$CuAl_2$。热处理后Mg_2Si、$CuAl_2$沉淀硬化。金属型试棒性能σ_b=251 MPa，90HBS。

由于ZL108合金的含Si量很高，因此必须变质处理。变质方法通常有两种。传统的方法是用钠盐变质，能提高室温力学性能，但钠会降低高温力学性能，因为活塞是在高温下工作的构件，因此已逐渐被加磷细化处理或磷、钠综合处理所代替。加磷细化处理后，初晶硅细化，共晶硅仍为板片状，室温下塑性差，但在活塞工作温度为350～450℃下，合金有足够的伸长率。由于不含钠，其高温性能更佳。加磷处理还能提高活塞的体积稳定性。

在ZL108的基础上加Ni=0.8%～1.5%（质量分数），就成为代号为ZL109的合金ZAlSi12Cu1Mg1Ni1。由于有富镍的热强相Al_6Cu_3Ni等，高温性能更好，但价格提高，因此只用作重要的活塞。

2）过共晶铝活塞　过共晶铝活塞的含Si高达17%～26%（质量分数），线胀系数很低，国外已广泛用于活塞生产。随着高功率及增压内燃机的出现，我国也已开始应用。

过共晶活塞按含硅量（质量分数）可分为三组：一组含Si=17%～19%，二组含Si=20%～23%，三组含Si=24%～26%。一、二两组，室温下有一定塑性，铸造性尚好，使用较多；三组的脆性大，结晶温度范围大，铸造性能差，只用作高速摩托车或赛车的活塞。一、二组之间进行选择时，要求铸造性能好的取一组，要求服役性能好的取二组。

在合金中加入铜和镁，能形成$CuAl_2$、Mg_2Si强化相，使合金的强度增加。Cu和Mg的总质量分数控制在2%左右，过多将使合金变脆。

加镍能提高热稳定性。由于镍的价格贵，我国稀土多，加入稀土能生成Al_3Cu_4Ce、$Al_{24}Cu_8Ce_3Mn$等热强相，还能细化共晶硅，从而取代了镍，配合加磷处理，能获得初晶硅、

共晶硅都细化的组织。我国开发的“76－1”合金，成分（质量分数）：Si为20%～22%，Cu为1.5%～2.0%，Mg为0.5%～1.0%，Mn为0.35%～0.45%，RE为1.0%～1.5%，Fe为0.35%，Ti为0.02%，余为Al。铸态组织为α(Al)＋（α＋Si）＋少量Mg_2Si、$CuAl_2$、富锑的热强相及分布众多的大块初晶硅，加P为0.15%后可使大块初晶硅显著细化。这种合金在300℃时的高温强度和200℃时的线胀系数等性能指标均优于德国同类合金KS280，见表2.3-6。

表2.3-6 两种过共晶合金活塞合金性能比较

牌号	国别	主要成分（质量分数）/%	$\sigma_b^{300℃}$/MPa	$\alpha_{20-200℃}$/K^{-1}
76－1	中国	Si＝20～22 RE＝1.0～1.5	100～110	$15.5\sim16.5\times10^{-6}$
KS280	德国	Si＝20～22 Ni＝1.4～1.6	90～100	$17.5\sim18.5\times10^{-6}$

1.2.4 铝硅合金中的杂质元素

铝硅合金中最主要的的杂质是铁，另外还有锡、铅、钙等。

（1）铁

铁在Al－Si合金中以β（$Al_9Fe_2Si_2$）铁相形式出现，既硬又脆，呈粗大片状，冷速越小，组织越粗大，β铁相严重削弱铝基体，使合金变脆，破坏铝铸件表面氧化膜的连续性，降低合金的耐蚀性，不能进行表面阳极氧化。铁含量对铝硅合金力学性能的影响见表2.3-7。

杂质铁的主要来源于炉料、坩埚及熔炼工具。为了防止渗铁，可以采用的有效途径有：控制炉料中含铁量，采用等级较高的铝锭；在坩埚、工具上涂覆涂料；铝液避免在铁质坩埚中长期保温等方法。

为消除β铁相的有害作用，可在合金中加入锰、铬、钴、钼等元素，这些合金元素能改变β铁相的形态，形成块状或骨架状复杂化合物相。如按 w（Mn）/w（Fe）＝0.67～0.83的比例加锰，可形成块状AlSiMnFe相，从而削弱铁的有害作用。又如加入Be质量分数＝0.05%～0.1%，β_{Fe}相将转化为点状$Al_5BeFeSi$，可消除脆性，但铍的价贵，且铍蒸气有毒，宜慎重使用。

当含Fe超过2.0%（质量分数）的回炉料，一般作为废铝处理或给压铸厂回用。砂型铸造时，杂质Fe应控制在0.3%（质量分数）以下，随着冷速的加大，β铁相随之细化，可适当放宽铁量的限制。压铸时，冷速极高，为提高铸件的脱模性，铁量过低反而不利，因此，压铸件中的含铁的质量分数可提高到1.2%。

表2.3-7 铁含量对铝硅合金力学性能的影响

铁含量（质量分数）/%	w（Si）＝3%		w（Si）＝5%		w（Si）＝7%		w（Si）＝9%		ZL101		ZL104		ZL105	
	σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%
0.25	130	12	130	11	135	9	155	8	245	7	275	8	255	4
0.50	130	10	135	9	145	8	155	6	225	4	255	6	245	3
0.75	135	9	135	7	145	6	155	4	215	3	215	4	215	2
1.00	135	4	145	5	155	3	165	2	195	2	205	2	205	1.5

（2）锡、铅、钙

锡和铅也是从炉料中带入的，它们和铝、硅形成低熔点共晶体，热处理时会引起过烧，其含量（质量分数）控制在0.01%以下。但在过共晶活塞合金中，锡和铅是有益元素，能改善合金的切削性能。

钙是从结晶硅中带入的，对共晶硅有一定的变质作用，但在铝液内生成硅化钙、磷化钙等高熔点化合物，降低合金的流动性，铸件易形成缩松。这些化合物硬而脆，使合金变脆。Ca的质量分数限制在0.03%。

一些合金元素和杂质与铝可能形成的典型化合物以及对铝硅合金性能的影响见表2.3-8。

表2.3-8 合金元素和杂质对铝硅合金性能的影响

元　素	与铝形成的典型化合物	对合金性能的主要影响
Fe	α(Al_2Fe_3Si)，β($Al_9Fe_2Si_2$)	呈针状，使合金性能大幅度下降，β_{Fe}相尤其严重
Ti	Al_3Ti	细化晶粒，提高力学性能
Zr	Al_3Zr	细化晶粒，提高力学性能，降低针孔倾向
P	AlP	细化初晶硅，提高力学性能和改善加工性能
B	Al_2B	细化晶粒，提高合金塑性
V Cr Co Mo Ni	Al_7V Al_7Cr Al_9Co_2 Al_5Mo Al_3Ni	降低铁的有害作用，提高耐热性能和降低形成针孔的倾向
Na K Li	—	细化共晶组织，增加铝液黏度和形成针孔的倾向
Be	—	防止氧化，降低铁的有害作用
Sn	—	降低耐腐蚀性，形成低熔点共晶体，热处理时易引起过烧
Pb	—	形成低熔点共晶体，热处理时易引起过烧，改善加工性能

1.3 铸造铝铜合金

Al-Cu类合金是工业上最早使用的铸铝合金。其主要性能特点是室温和高温力学性能高，铸造工艺简单，切削加工性能好，耐热性能优良，是发展含Cu高强度铝合金和各种耐热合金的基础。缺点是固溶体型合金的铸造性能差，富铜的θ(Al_2Cu)相与α(Al)基体间的电位差大，抗腐蚀性能低，密度较大。

1.3.1 铝铜二元合金及相图

图2.3-14为Al-Cu二元相图的铝角部分。由图可知，铜在共晶温度548℃试在α(Al)基体中的固溶度达Cu=5.65%，但因在铸造条件下不平衡结晶的缘故，常在Cu=5.0%时即出现α(Al)+θ(Al_2Cu)离异共晶体。在室温条件下，铜在α(Al)中的固溶度仅Cu质量分数=0.01%，因此具有很高的固溶强化潜力，可充分利用热处理来固溶强化。在Cu质量分数=4.5%~5.5%时，合金可获得最大的固溶强化效果。当Cu质量分数>5.5%时，铝合金淬火组织中将会有大量的脆性相Al_2Cu出现，含铜越多，组织中Al_2Cu越多。因而使热处理强化效果降低，所以当含Cu质量分数>7%时，合金通常在铸态下使用。

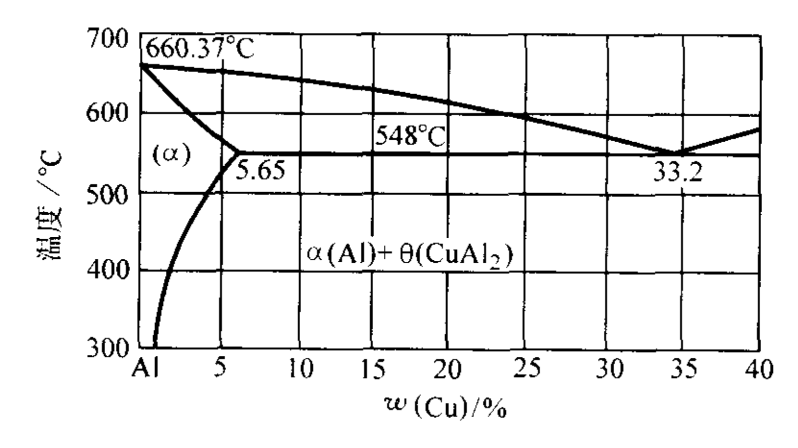


图2.3-14 Al-Cu二元相图的铝角部分

Al-Cu合金热处理强化作用，是由于淬火和时效后合金组织中出现大量弥散分布的θ相（Al_2Cu的过渡相），它与α相共格或部分共格，从而使α固溶体的晶格畸变，并封闭了晶粒间的滑移面的结果。

含铜量对Al-Cu二元合金力学性能的影响见图2.3-15。从图2.3-15可知，当Cu质量分数=5.0%~6.0%时，抗拉强度达到最大值，而伸长率有所下降；当Cu质量分数>6.0%时，抗拉强度和伸长率都急剧下降。

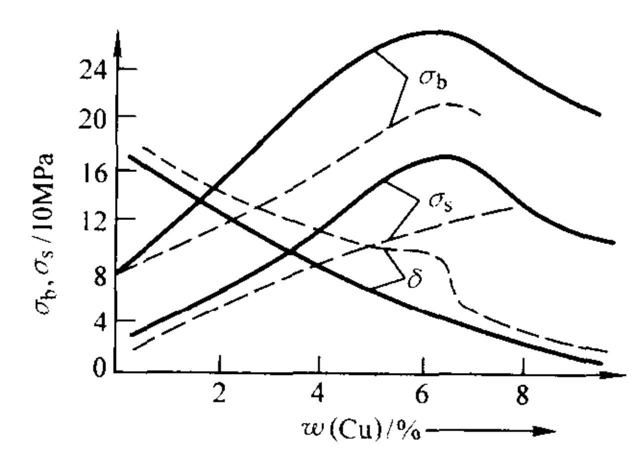


图2.3-15 含铜量对Al-Cu二元合金力学性能的影响

Al-4%~6%Cu合金的铸造性能较差，特别是热裂倾向较大。这是因为Al-Cu合金的凝固区间比Al-Si合金要大，有严重的疏松倾向；Al-Cu合金的凝固收缩率也较Al-Si合金大；共晶体中的θ(Al_2Cu)相在熔点附近塑性甚低，收缩时易被拉裂，因而容易形成热裂。随着含铜量的增加，合金的铸造性能将有所改善。

但是，随着含铜量的增加，合金的力学性能明显降低，加之α(Al)与θ相间的电位差大，抗腐蚀性能不好，所以，二元Al-Cu合金在工业上的应用并不多。

Al-Cu二元合金ZAlCu10，代号为ZL202，成分为Cu质量分数=9.0%~11.0%，余为Al，铸态组织为α(Al)+[α(Al)+θ]离异共晶。该合金熔炼简单，有一定的共晶体，铸造性能尚可，但不能热处理强化，仅能在铸态下使用，故而力学性能不高，在新的国家标准GB/T 1173—1995中已取消该标准。

Al-Cu二元合金的另一个牌号为ZAlCu4，代号为ZL203，成分为Cu质量分数=4.0%~5.0%，余为Al，铸态组织为α(Al)+少量Al_2Cu组成。α(Al)有严重的晶内偏析，该合金由于含铜量较低，因此可以固溶化处理，在淬火加时效处理后，力学性能可大幅度提高。由于凝固区间很大，铸造性能差，常用作形状简单的承受中等载荷，在一定温度下工作的零件。

1.3.2 铝铜多元合金

在ZL203合金的基础上加入少量的锰，即成为重要的耐热高强度铸造铝合金ZAlCu5Mn，代号为ZL201，成分（质量分数）为Cu为4.5%~5.3%，Mn为0.6%~1.0%，Ti为0.15%~0.35%，余为Al。铸态组织为α(Al)+晶界上分布着少量二元共晶α(Al)+$Cu_2Mn_3Al_{20}$以及非平衡形成的三元共晶α(Al)+Al_2Cu+$Cu_2Mn_3Al_{20}$组成。$Cu_2Mn_3Al_{20}$常用T_{Mn}代表。ZL201铸态显微组织见图2.3-16。

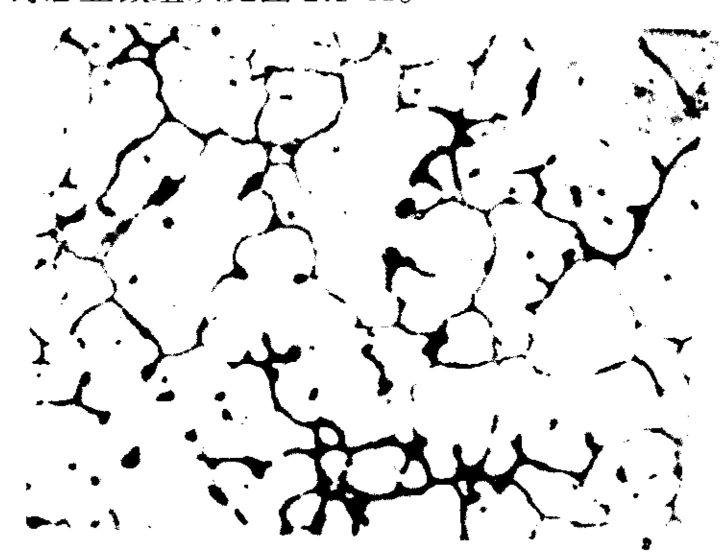
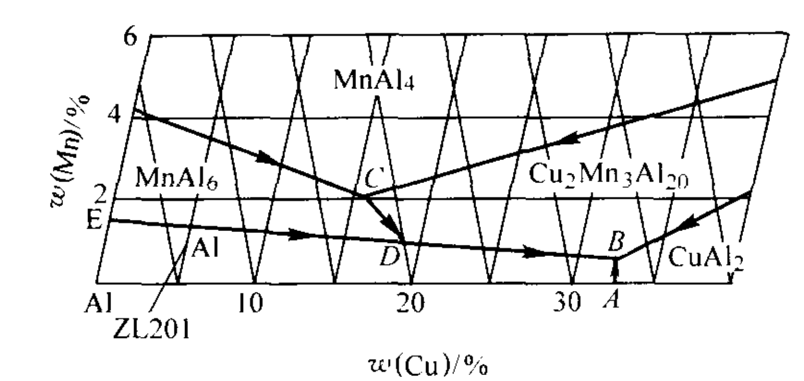


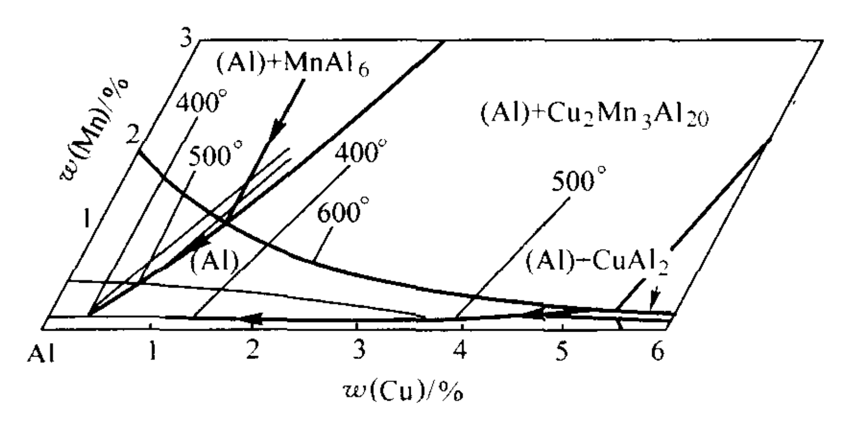
图2.3-16 ZL201铸态显微组织照片

图2.3-17表示了Al-Cu-Mn三元合金的液相面投影图和Al-Cu-Mn三元合金的溶解度投影图。可以看出在富铝部分，经有一个L+$MnAl_6$→α(Al)+$Al_{20}Cu_2Mn_3$四相平衡包共晶反应，其温度为616℃，成分（质量分数）为Cu为15.6%，Mn为2.1%；以及一个L→α(Al)+Al_2Cu+$Al_{20}Cu_2Mn_3$三元共晶反应，其温度为547.5℃，含有Cu质量分数为32.5%，Mn质量分数为0.6%。随着温度的降低，Cu、Mn的溶解度也不断下降。Al-Cu-Mn三元的成分位于（α+T_{Mn}）二元共晶区内，其组织应为：α(Al)固溶体，二元共晶（α+T_{Mn}）和三元共晶（α+T_{Mn}+Al_2Cu），其中，二元共晶体中的T_{Mn}($Al_{20}Cu_2Mn_3$)是以不连续的网状分布在α晶界上。三元共晶（α+T_{Mn}+Al_2Cu）是在共晶反应结束后固态析出的组织。由于Mn在Al中的扩散速度极慢，在铸态组织中，部分Mn呈过饱和状态存于α固溶体中。

Al-Cu-Mn三元合金在固溶化处理时，一方面，固态析出的三元共晶体中的T_{Mn}和Al_2Cu溶入α(Al)固溶体，另一方面，过饱和的Mn以二次T_{Mn}相呈弥散状析出；时效过程中，Al_2Cu呈弥散状析出。而二元共晶中的T_{Mn}相仍以断续的网状分布在α晶界上，此相的结构和结晶点阵十分复杂，400℃以下在α中的溶解度变化很小，使其在高温下稳定，



(a) Al-Cu-Mn 三元合金的液相面投影图



(b) Al-Cu-Mn 三元合金的溶解度投影图

图 2.3-17

不易聚集长大，又有很高的热硬性，是耐热铝合金中的较理想的强化相。

由于在室温时，Mn 在α(Al)固溶体中的溶解度还有 w (Mn) ≈0.2%，加入的 Mn 除了部分形成耐热的 T_{Mn} ($Al_{20}Cu_2Mn_3$) 相以外，尚有部分溶入α(Al)固溶体。Mn 原子属于过渡族元素，具有不完全的外电子层，进入α(Al)点阵后即引起电子的重新分配，显著增加了原子间的结合力，阻碍了原子的扩散，同时 Mn 对 α 固溶体是表面活性元素，它富集在晶界附近，强烈地抑制了晶界的扩散。由于上述原因，在 Al－Cu 合金中加入 w (Mn) ＝0.6%～1.0%后，不仅提高了室温力学性能，而且大大提高了高温力学性能。加 Mn 的合金，在 300℃温度下经 100 h 保温后的抗拉强度比不加 Mn 的合金要高 2.3 倍。

当 Mn 质量分数超过 1%时，合金的耐热性虽还有提高，但组织中不溶的T_{Mn}($Cu_2Mn_3Al_{20}$) 相增多，晶粒尺寸也增大，使合金变脆，室温抗拉强度也将下降。Mn 量过高，还易引起 Mn 的偏析而使力学性能下降，所以 Mn 的质量分数最好控制在 0.8%～0.9%左右。

合金中含有少量的 Ti 时可使组织得到显著的细化，从而使 Al_2Cu 和 T_{Mn} 相在热处理时能更充分地溶解，分布更均匀，充分发挥它阻碍晶间滑移的作用，提高强化效果。加入量以 w (Ti) ＝0.2%～0.25%为佳，Ti 量过少不能使组织细化，过多则出现粗大的 $TiAl_3$ 片状化合物，混入铸件即成为夹杂物，使力学性能变坏。

Al－Cu 合金的热裂倾向很大，但 w (Cu) ＞4.5%的合金内加入量 w (Mn) ＞0.5%时，即能改善热裂倾向。这是因为 Mn 增加了组织中的共晶体量的缘故。少量 Ti 也能改善合金的热裂倾向（见图 2.3-18)。因为晶粒细化使合金凝固的同时形成晶体骨架时间延迟；并且细小的晶粒间有较大的连接表面，因而在固相温度附近合金有较好的强度，提高了合金抗热裂的倾向。

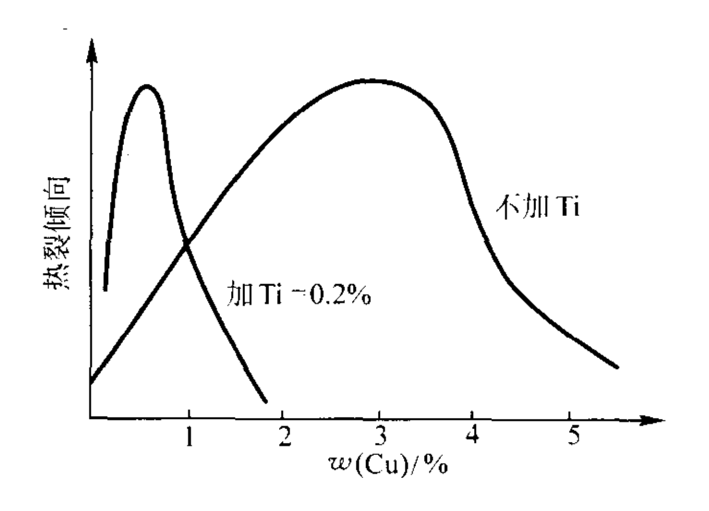


图 2.3-18　Al－Cu 合金中加入 Ti 对热裂倾向的影响

在 Al－Cu－Mn 合金中，有害杂质元素有 Si、Fe、Zn、Mg 等，其中以 Si 最为有害，Si 的加入降低了 Cu 在 α 中的溶解度，并在组织中出现低熔点的 α＋Al_2Cu＋Si 三元共晶体，降低热处理温度。同时，Si 相能形成粗大的 $Al_{10}Si_2Mn$ 相，减少T_{Mn}($Al_{20}Cu_2Mn_3$)，削弱基体。

铁能形成 Al_3Fe 呈片状，硬而脆，是合金塑性下降。Mg 和 Zn 混入合金中，也形成低熔点共晶，降低热处理温度。因此，在 ZL201 合金中，这些杂质的含量应限制在 w (Si) ≤0.3%，w (Fe) ≤0.3%，w (Zn) ≤0.3%，w (Mg) ≤0.05%。

ZL201A 合金与 ZL201 合金的区别就在于 ZL201A 合金对杂质的限制更严，两者的铸造性能相同。但 ZL201A 合金的力学性能更高，因其原材料价格贵、熔炼、热处理工艺严格，故成本较高，适应于极重要的零件。

在 ZL201A 合金的基础上，再加入 Cd、Ag、V、Zr、B 等微量元素，可进一步提高合金的热强性，其中，Cd 和 Ag 改善时效机理，B 强化 α 相，美国的 KO－1 合金和我国的 ZL205 合金都属于这类合金。在砂型铸造下，经 T5 处理，力学性能可达：σ_b＝450～500 MPa，δ＝3%～7%。

Al－Cu 系合金的一些物理性能见表 2.3-9 和表 2.3-10。

表 2.3-9　Al－Cu 系合金的物理性能 I

合金代号	热处理状态	密度 ρ/g·cm^{-3}	线胀系数 α/10^{-6}K^{-1}			比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$			
			20～100℃	20～200℃	20～300℃	100℃	200℃	300℃	400℃
ZL201	T4	2.78	19.51	21.87	—	837.4	963	1 046.7	1 130.4
ZL201A	T5	2.83	23.36	23.76	26.4	879	1 122	733	—
ZL202	T6	2.80	23	—	—	837.4	921.1	1 004.8	1 088.6
ZL203	T5	2.80	23	—	—	837.4	921.1	1 004.8	1 088.6
ZL204A	T6	2.81	22.03	22.63	27.31	—	—	—	—
ZL205A	T5	2.82	22.6	24.0	27.6	888	913	934	—
	T6	2.82	21.9	23.0	25.9	888	903	925	—
ZL206	T7	2.90	20.6	22.8	23.9	—	—	—	—

续表 2.3-9

合金代号	热处理状态	密度 ρ/g·cm^{-3}	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$			比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$			
			20~100℃	20~200℃	20~300℃	100℃	200℃	300℃	400℃
ZL207	T1	2.80	23.6	—	26.7	—	—	—	—
ZL209	T6	2.82	21.9	23.6	25.9	—	—	—	—
KO-1	T6	2.78	19.2	22.7	24.7	921	—	—	—
206.0	T6	2.80	19.3	—	—	921	—	—	—

表 2.3-10　Al-Cu 系的物理性能Ⅱ

合金代号	处理状态	固相线温度/℃	液相线温度/℃	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$				电阻率 ρ /μΩ·m	电导率 γ /% IACS
				25℃	100℃	200℃	300℃		
ZL201	T4	548	650	113.0	121.4	134.0	146.5	0.059 5	—
ZL201A	T5	548	650	—	127.7	148.6	171.7	—	—
ZL203	T6	548	650	154.9	163.2	171.7	175.9	0.043 3	35
ZL204A	T6	544	633	—	—	—	—	—	—
ZL205A	T5			105	117	130	142	—	
	T6	544	633	113	121	138	155	—	25
	T7			117	130	151	168	—	
ZL206	T7	542	631	154.9	—	—	196.8	0.064 9	—
ZL207	T1	—	—	96.3	—	—	113	0.053	—
ZL209	T6	544	633	113	—	—	—	—	25
KO-1	T6	535	650	121.4	—	—	—	0.054	30
206.0	T6	542	650	121	—	—	—	—	—

1.3.3　耐热铸造铝铜合金

(1) 铝合金在高温下的失效

除了极少数的铝合金是在铸态下使用外，绝大多数的铝合金都要经过热处理强化后使用，通常是先经过淬火，即固溶强化，是合金元素过饱和溶解，然后在时效过程中以介稳定相析出，这些介稳定相可以与基体保持共格或部分共格，以最大程度上造成α(Al)的畸变，从而提高铝合金的力学性能。

当铝合金在较高温度下工作时，虽然工作温度小于淬火温度，但仍可使这些介稳定相逐渐脱溶，析出成为稳定的第二相，畸变所造成的应力得到松弛，使合金的强度降低。在高温条件下，材料塑性变形主要是由晶粒内部及晶界上的位错滑移而导致的滑移。当温度超过一定程度后，晶界上的一些低熔点相发生软化，使晶界变弱。铝合金在高温下发生的蠕变，即是由晶粒内部及晶界滑移造成的。因此，要想提高铝合金的高温强度，就要从稳定α固溶体和改善晶界强度两方面着手。

(2) 改善 Al-Cu 合金耐热性及强度的途径

1) α固溶体的强化　耐热性是材料在高温和外加载荷作用下抵抗蠕变及破坏的能力。耐热温度的高低在很大程度上取决于原子键结合的强度，在合金中添加合适的元素，可以大大提高原子键的结合强度。合金的多元性特别有利于提高耐热性。在固溶体饱和度相等的情况下，多元合金的原子键结合强度比二元合金高，元素越多，结合强度越高。

原子键结合强度基本上取决于晶格和结构复杂的程度。原子自晶格上逸出时需要的升华能的大小，是原子键结合强度的最重要的标志之一。按这个标志，可将合金元素排成下列序列，见表 2.3-11。

表 2.3-11　不同原子的升华能

元　素	Cd	Zn	Mg	Ca	Al	Mn	Be	Cu	Cr	Fe	Mo	W
升华能/kJ·mol^{-1}	112.2	114.5	156.1	200.0	230.2	309.8	315.0	340.0	368.4	393.5	669.8	879.1

当合金成分相同时，原子键的结合强度和固溶体的均匀性有关，结晶组织的亚微结构越不均匀，嵌镶块越多，结合强度利用得越多，合金的耐热性越好。

升华能比铝高的合金元素具有高的熔点，它们在α固溶体中的扩散速度很小，能提高合金的再结晶温度。当α固溶体分解时形成复杂的耐热相，从而提高了合金的热稳定性。考虑资源情况和成本，最常用的合金元素有铜、锰、铁等。

2) 第二相的性质、形状和分布状态　热处理（淬火、时效）过程中，析出弥散度和热稳定性都很高的第二相，从而提高合金的热强性。析出相的化学组成和晶格结构越复杂，和α固溶体的组成与结构差别越大，形成新相的扩散过程越慢，在工作温度范围内的溶解度变化越小，则合金的热强性和抗蠕变的能力越高。如 Al_2Cu、Ni_2Al、Ni_3Ti、Al_2CuMg、Al_4Ce、Al_8C_4Ce 等化合物就属于这一类型。

第二相如呈游离的片状，特别是呈多面体或球状存在时，对基体的变形阻碍作用最小，因而没有强化作用。对热强性最有利的是形状复杂的热稳定性好的化合物，并且在晶界上形成封闭的网状或骨架状分布。

网状和骨架状是铸态合金所特有的组织。加工变形后，这一特点被消除，变成游离状的夹杂物，它对热强性的作用

也随之消失。由此可知，成分相同时，铸造合金的耐热性要比变形合金好。

第二相的热稳定性按高温显微硬度排列如下：

100 ~ 150℃ $MgZn_2$，Al_2Mg_3，T[$Mg_{32}(Zn,Al)_{49}$]

150 ~ 200℃ Al_2Cu，Mg_2Si

200 ~ 250℃ W($Al_4Mg_5Cu_4Si_4$)

250 ~ 300℃ S(Al_2CuMg)

300 ~ 350℃ T_{Mn}($Al_{20}Cu_2Mn_3$)，α($Al_{12}Si_2Fe_3$)

350 ~ 400℃ S_{Ni}[$Al_3(Cu,Ni)_2$]，Al_8Cu_4Ce，Al_8Mn_4Ce，$Al_{24}Cu_8Ce_3Mn$

3）晶界性质、晶粒大小和加入微量元素的影响　试样在高温下进行持久强度和蠕变试验时，在静载荷作用下，往往沿晶界断裂，但在室温中，却是沿晶粒内部破断的，可见晶界性质对热强性的影响颇大。某些元素（如 Ce）是沿枝晶和晶界分布的，形成连续或不连续的网膜，它们能强烈地提高晶界强度和抗蠕变能力，使晶间裂纹不易发展。另一些元素如 Ni、Mn、Cr、Be、RE、Zr、W、Mo、V 和 Ti 等，主要分布在晶粒内部，能强化固溶体和提高再结晶温度，而 B、Th、Ca、Co 等元素却是降低再结晶温度的元素。

对于均匀的固溶体型单相合金，一般是晶粒越大，合金的耐热性越高，因为晶粒越粗大，晶格的缺陷或晶界越少，即表面能越小，在高温下的稳定性也越大。但对有第二相的多相合金，则晶粒组织越细，合金的耐热性越高。因为细质点的耐热第二相对固溶体晶粒变形的阻碍作用比在粗晶粒合金中要大，特别是当温度高于 $0.6T_m$（T_m 为合金熔点）时，第二相的作用就更大。

（3）Al - Cu - RE 铸造铝合金

铝和铈（Ce）、镧（La）、钕（Nd）等稀土元素（统称 RE）均形成共晶型状态图，其共晶温度大约在 635 ~ 640℃之间，比 Al - Si、Al - Cu 等合金都高得多。图 2.3-19 为 Al - Ce 二元相图的铝角部分，从图中可以看到，在 638℃将发生 L→α(Al) + Al_4Ce 的共晶反应。化合物 Al_4Ce 熔点很高，也很稳定，要到 1 005℃才发生 α(Al_4Ce) →β(Al_4Ce) 的同素异构转变。Al_4Ce 为成分一定、结构复杂的化合物，在 600℃以下它在 α(Al) 基体中的溶解度变化极小，所以它在高温下比较稳定；另一方面，(Al_4Ce) 的热硬性也较高，因此 Al - RE 类合金有很高的耐热性。但是稀土元素在铝中的溶解度很小，例如，铈在铝中最大固溶度（质量分数）仅 0.05%。所以稀土对铝的强化作用很小，二元 Al - RE 合金的力学性能不高，因此还需在合金中加入适量的 Cu、Mn 等元素，以强化合金。

部分 Cu、Mn 溶入 α(Al)，部分则形成结构复杂、耐热性好的 Al_4CuCe、Al_8Mn_4Ce 等耐热相，与 Al_4Ce 一起以网状分布于 α 晶界，也提高合金的热强性。

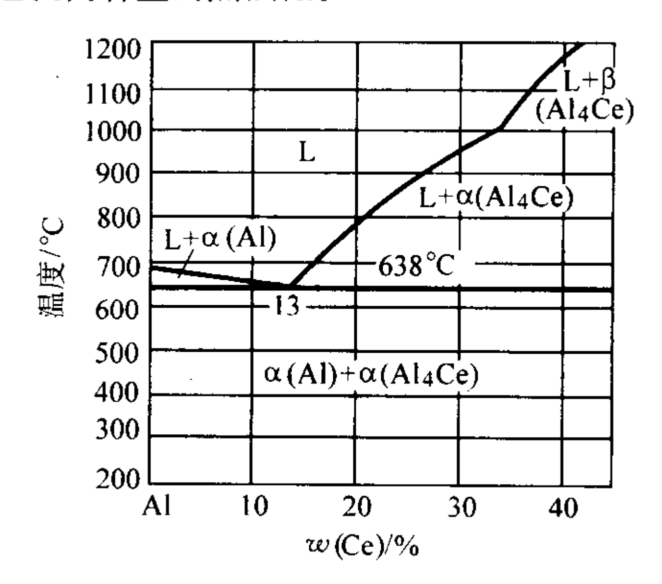


图 2.3-19　Al - Ce 二元合金相图

ZAlCu8RE2Mn1 合金，代号 ZL206，是 Al - Cu - RE 系耐热合金，含（质量分数）Cu 为 7.6% ~ 8.4%，RE 为 1.5% ~ 2.3%，Mn 为 0.7% ~ 1.1%，Zr 为 0.10% ~ 0.25%，余为 Al。其铸态组织为：α(Al) 固溶体，Al_2Cu 相，以及在晶界上呈骨骼状的 Al_3CuCe 和 Al_8Cu_4Ce，另外还有条块状的 $Al_{24}Cu_8Ce_3Mn$ 相。在固溶处理后还会析出 T_{Mn}（$Al_{20}Cu_2Mn_3$）相。

ZL206 合金的高温强化作用是由 RE 与 Cu、Mn 等形成的难溶的稳定金属间化合物来实现的，在高温下阻碍原子的扩散和晶粒间的滑移。Cu、Mn 和 Fe 的固溶、弥散析出沉淀也是高温强化的主要因素。

另一牌号 Al - RE 合金 ZAlR5Cu3Si2 合金，代号 ZL207 的主要成分为（质量分数）：RE 为 4.4% ~ 5.0%，Cu 为 3.0% ~ 3.4%，Si 为 1.6% ~ 2.0%，Mn 为 0.9% ~ 1.2%，Ni 为 0.2% ~ 0.3%，Mg 为 0.15% ~ 0.25%，Zr 为 0.1% ~ 0.25%。合金在铸态下的组织为：α(Al) 固溶体、Al_4Ce 相、含 Ce、Cu、Si 和少量 Ni、Fe 的复杂化合物，有时也可见到骨骼状的 AlFeMnSi 相。

合金中 RE 的主要作用是与其他元素形成复杂化合物，以网状形式分布在晶界上，具有很好的热强性，而化合物晶体结构复杂，在 α(Al) 中溶解度极小，高温下很稳定。RE 可提高铸造性能，该合金的凝固温度范围仅 30℃，有很好的充型能力，形成针孔倾向小、气密性好，不产生缩松和热裂。

常用 Al - Cu 合金的高温瞬时强度和高温持久性能见表 2.3-12 和表 2.3-13。

表 2.3-12　Al - Cu 合金的高温瞬时强度

合　金	热处理状态	性　能	温度/℃						
			24	100	150	175	200	250	300
ZL201	T4	抗拉强度 σ_b/MPa	335	320	305	285	275	215	150
		断后伸长率 δ/%	12.0	12.2	8.0	9.5	7.5	6.5	10.0
ZL201A	T5	抗拉强度 σ_b/MPa	—	—	365 ~ 375	—	295 ~ 315	—	—
		断后伸长率 δ/%	—	—	9 ~ 14	—	7 ~ 10	—	—
ZL204A	T5	抗拉强度 σ_b/MPa	480	—	395	—	325	230	155
		屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	395	—	340	—	290	205	130
		断后伸长率 δ/%	5.2	—	3.8	—	2.6	2.5	3.1
ZL205A	T5	抗拉强度 σ_b/MPa	480	—	380	—	345	255	165
		断后伸长率 δ/%	13	—	10.5	—	4	3	3.5
	T6	抗拉强度 σ_b/MPa	510	—	415	—	355	240	175
		断后伸长率 δ/%	7	—	10.5	—	4	3	3.5
	T7	抗拉强度 σ_b/MPa	495	—	400	—	345	—	—
		断后伸长率 δ/%	3.4	—	5.5	—	4.5	—	—

续表 2.3-12

合金	热处理状态	性能	温度/℃						
			24	100	150	175	200	250	300
ZL206	T6	抗拉强度 σ_b/MPa 屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa 断后伸长率 δ/%	365 310 1.8	— — —	— — —	— — —	315 270 1.9	225 185 3.2	160 120 6.2
ZL208	T7	抗拉强度 σ_b/MPa	—	—	—	—	—	135	85
ZL209	T6	抗拉强度 σ_b/MPa 断后伸长率 δ/%	— —	— —	— —	— —	340 2.4	275 2.4	— —
KO-1	T7	抗拉强度 σ_b/MPa 屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa 断后伸长率 δ/%	460 430 4.5	— — —	380 360 6.0	— — —	325 310 9.0	195 185 14.0	140 130 12.0

表 2.3-13 Al-Cu 合金的高温持久性能

合金	热处理状态	$\sigma_{100h}^{200℃}$	$\sigma_{100h}^{250℃}$	$\sigma_{100h}^{300℃}$	$\sigma_{100h}^{350℃}$	$\sigma_{100h}^{400℃}$
ZL201	T4	120	80	50	—	—
ZL201A	T5	165	—	80	—	—
ZL204A	T5	100	65	—	—	—
ZL205A	T5 T6	90 80	70 70	— —	— —	— —
ZL206	T7	—	135	90	50	—
ZL207	T1	155	125	80	—	40
ZL208	Y7	—	135	90	50	—

1.4 铸造铝镁合金

Al-Mg合金具有很好的室温力学性能，在海水等介质中也有很好的抗蚀性。但它存在着一些缺点，如熔铸工艺性较差，力学性能的波动和壁厚效应较大，长期使用时因时效而使合金塑性下降和开裂的现象，以及有产生应力腐蚀裂纹的倾向等。这些缺点部分抵消了它的优点，使其应用受到一定限制。

1.4.1 铝镁二元合金及性能

(1) Al-Mg二元合金相图

镁是此系合金中的主要组元。从 Al-Mg 二元状态图（见图2.3-20）可看到，在铝中有镁很大的固溶度，在共晶温度（451℃）时其最大固溶度达14.9%，w (Mg) >14.9%时合金的组织中就出现 α+β (Al_3Mg_2) 共晶。但在铸造冷却的不平衡条件下，当 w (Mg) >5%时，组织中就会出现这种共晶，由杠杆法则可知，此共晶中含有约 90%的 β (Al_3Mg_2) 相。由于β(Al_3Mg_2) 较脆，故不希望合金的组织中出现 α+β(Al_3Mg_2) 共晶。

铝镁二元合金的牌号为 ZAlMg10，代号为 ZL301，成分 w (Mg) =9.5%~11%，铸态组织由α(Al)+离异共晶 Al_3Mg_2 组成，经固溶处理后，Al_3Mg_2 溶入α(Al)中，成为单相合金，故耐腐蚀性能高，因为 Mg 的密度小，故合金密度和比强度比其他铸造铝合金均高。

(2) 镁含量对性能的影响

镁在铝中有很大的固溶度，而且镁原子半径比铝大13%，镁原子大量溶入α(Al)固溶体后，就使α相的晶格产生较大的畸变，故 Al-Mg 合金有很高的固溶强化作用。

随着镁量的增加，合金的力学性能也显著增加，但当

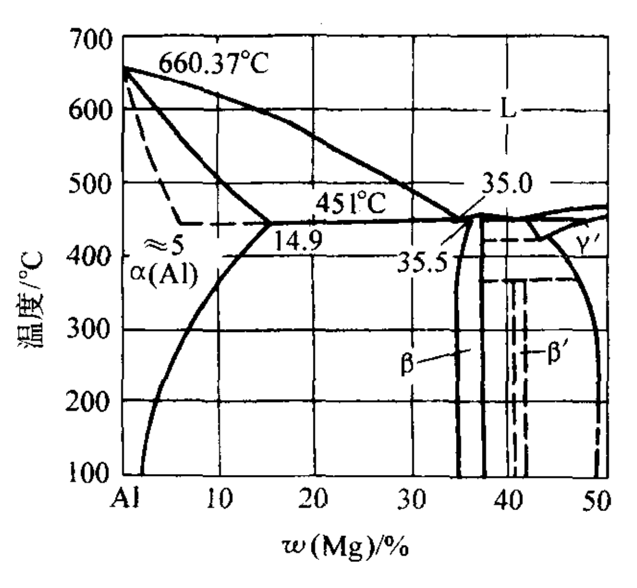


图 2.3-20 Al-Mg 合金二元相图

w (Mg) >12%时，由于在通常的热处理条件下，合金组织中的 β (Mg_2Al_3) 相不能完全溶入α(Al)，使其力学性能大大下降（见图 2.3-21），故合金中一般 w (Mg) ≤11.5%。

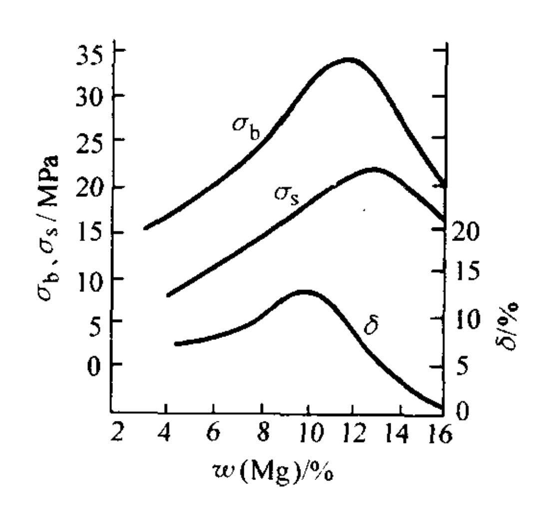


图 2.3-21 含镁量对 Al-Mg 合金力学性能的影响

Al-Mg 合金表面有一层高抗蚀性的尖晶石（Al_2O_3·MgO）膜，而且它通常是单相组织，在海水等介质中有很高的抗蚀性（但在硝酸中其抗蚀性却低于 Al-Si 合金）。但是，如果在 Al-Mg 单相合金组织中出现β相时，由于β相的电极电位（-1.24 V）与α(Al)固溶体（-0.87 V）相差较大，使合金的抗蚀性大大降低，当β相沿以晶界呈网状分布时尤其容易引起晶间腐蚀。

由于上述原因，Al-Mg 合金通常希望为单相组织，一般取 w (Mg) =8%~11.5%。因合金在淬火后人工时效时，α固溶体分解很快，β(Mg_2Al_3) 相很快在α晶界上析出长大，使得力学性能和抗蚀性均大大下降。故此合金仅在淬火 (T4) 状态使用。合金淬火后在 100℃以上加热，即会引起β相析出长大，故它不适于在高温下工作。

Al－Mg 合金的凝固温度区间是比较大的，其最大凝固温度间隔达到 190℃。为了保证合金有较好的力学性能和抗蚀性，其热处理后的组织中不希望有 β 相存在，因此其铸态组织中的共晶体量也是比较少的。因此，铝镁合金铸造性能不好，其热裂、缩松倾向都比较大。

在不同含镁量的合金中，w（Mg）＝4%～6%时由于其凝固温度区间最大，故其铸造性能最差。随着镁量的增加铸造性能可逐步改善，当增至 w（Mg）＝9%～10%时有较好的充型能力，热裂倾向也显著下降，但缩松倾向仍较大，补缩不好时将形成较严重的缩松。从铸造性能角度来看，希望合金中的 w（Mg）＞9%。

铝液中含有镁时将显著增加其化学活性，而且当 w（Mg）＞1.5%时就会使液面的氧化膜由致密变为疏松，不再起防止氧化作用。因此，Al－Mg 合金在熔铸时很易氧化，也很易与水汽发生反应，工艺上需采用专门的防护措施。

Al－Mg 合金的力学性能壁厚效应是比较大的。因为此合金缩松倾向较大，铸件厚大处冷却凝固较慢，易产生缩松和晶粒粗大，同时，由于厚大处在液态停留时间较长，易氧化和与水汽反应，而产生晶间氧化与气孔。缩松的存在促进了晶间氧化的发展，氧化产生的热量又使铸件的冷却速度变慢，加剧了缩松和晶粒粗大。因此铸件厚壁处的力学性能要远小于薄壁处的性能，这种随着壁厚的增加而使力学性能下降的现象，称为力学性能壁厚效应。

含镁量对 Al－Mg 合金密度 ρ 和线胀系数的影响见图 2.3-22 和图 2.3-23。Al－Mg 合金的其他一些物理性能见表 2.3-14。从图中可以看到，随镁含量的增加，Al－Mg 合金密度直线减小，而线胀系数则直线增加。

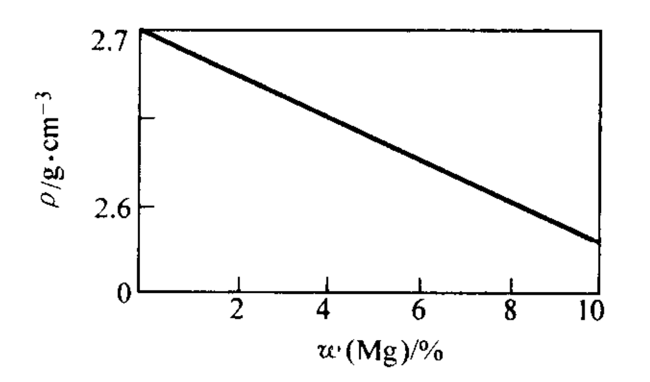


图 2.3-22　含镁量对 Al-Mg 合金密度的影响

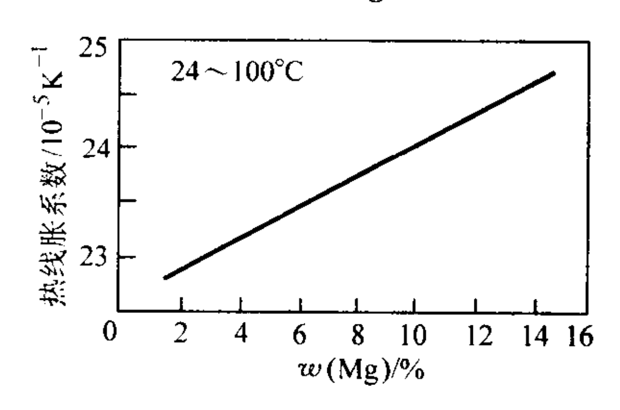


图 2.3-23　含镁量对 Al－Mg 合金线胀系数的影响

表 2.3-14　Al-Mg 合金的一些物理性能

合金代号	密度 ρ /g·cm^{-3}	线胀系数 α/10^{-6}K^{-1}			比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$			
		20～100℃	20～200℃	20～300℃	100℃	200℃	300℃	400℃
ZL301	2.55	24.5	25.6	27.3	1 046.7	1 046.7	1 088.6	—
ZL303	2.60	20.0	224	27	963.0	1 004.8	1 048.7	1 130.4

合金代号	固相线温度/℃	液相线温度/℃	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$					电阻率 ρ /μΩ·m	电导率 γ /%IACS
			25℃	100℃	200℃	300℃	400℃		
ZL301	452	604	92.1	96.3	100.5	108.9	113.0	0.091 2	21
ZL303	550	650	125.6	129.8	134.0	138.2	138.2	0.064 3	—

1.4.2　合金元素对铝镁合金的影响

（1）合金元素

1）Si　在含 Mg 量较高的 Al－Mg 合金中是有害杂质，但为了改善铸造性能而适当降低 Mg 量，加入 w（Si）＝1%以后，组织中就出现了相当数量的（$\alpha+Mg_2Si$）共晶体，使合金的铸造性能得到显著的改善，提高了充型能力，减小了线收缩率。尤其是明显减轻了缩松和热裂倾向。但由于不能进行热处理强化，合金组织中的 Mg_2Si 相不能溶于 α 固溶体中，则将使力学性能下降。

2）Zn　在 Al－Mg 合金中加入 w（Zn）＞1%后，由于 Zn 能同时溶于 α 固溶体和β(Mg_2Al_3)中，形成 T（$Al_2Mg_3Zn_3$）相，降低了 Mg 原子的扩散能力，抑制了 Mg 原子的扩散，因而阻滞了 β 相的析出，抑制了 Al－Mg 合金自然时效，同时加入 Zn 能使析出的 β 相呈不连续分布，从而显著提高了合金的抗应力腐蚀能力。w（Zn）＜1%时，抗拉强度较低，随着 Zn 量的增加，抗拉强度提高，但引起塑性降低，当 w（Zn）＞1.7%时，塑性下降十分明显，所以一般选择为 w（Zn）＝1%～1.5%左右。

（2）微量元素

1）Be　在 Al－Mg 合金中加入 w（Be）＝0.03%～0.05%后，由于铍是表面活性元素，富集于合金液表面，氧化后生成的 BeO 体积为铍的 1.71 倍，能填补氧化膜的空隙，使其致密，因而提高了合金液的抗氧化性，大大减少铝液的氧化和吸气，尤其能显著减轻铸件厚壁处的晶间氧化和气孔，从而降低了合金的力学性能壁厚效应。但如铍量过多，会使合金晶粒粗化，降低塑性和增大热裂倾向。因铍较稀贵，近年有人试验用微量［w（Ce）≈0.001%］铈来代替。

2）Zr、B、Ti　在 Al 合金中 Zr、B、Ti 为初生 α 晶细化元素，加入少量即能细化晶粒，显著提高力学性能，减轻缩松和热裂倾向。特别是能使铸件厚壁处仍保有较细的晶粒，有利于补缩。也使铸态组织中的 β 相分布较为分散，便于在热处理时完全溶解，故可使厚壁处保有较高的力学性能，因而能降低力学性能的壁厚效应。Zr、Ti 还能与氢反应，生成稳定的 ZrH 等化合物，故有消除气孔的作用。

锆、钛能细化初生 α 晶的原因是：在铝合金中，锆、钛和铝在铝角部分形成包晶反应，微量的包晶产物（如 Al_3Ti）能成为非自发形核的核心。图 2.3-24 表示了 Al－Ti 相图与加钛量对晶粒大小的影响。由图可以看到，当钛量超过包晶点 P 时，随钛量的增加，晶粒迅速细化，但钛量过多时反而会使晶粒粗化。

对于不同的铝合金，Zr、B、Ti 等元素对晶粒细化的作用是不同的，微量元素对铝合金晶粒细化作用的强弱次序如下。

对于 Al－Cu 合金：Ti、B、Nb、Zr

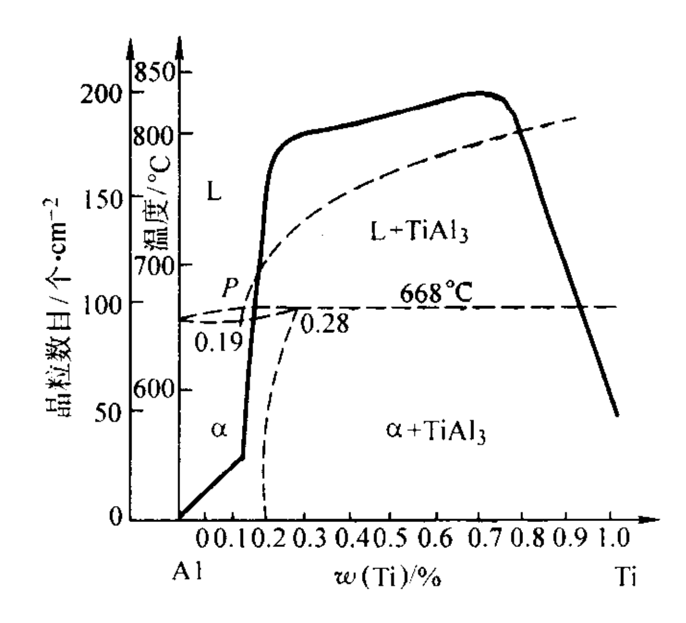


图 2.3-24 Al - Ti 状态图与铝中加钛量对晶粒大小的影响

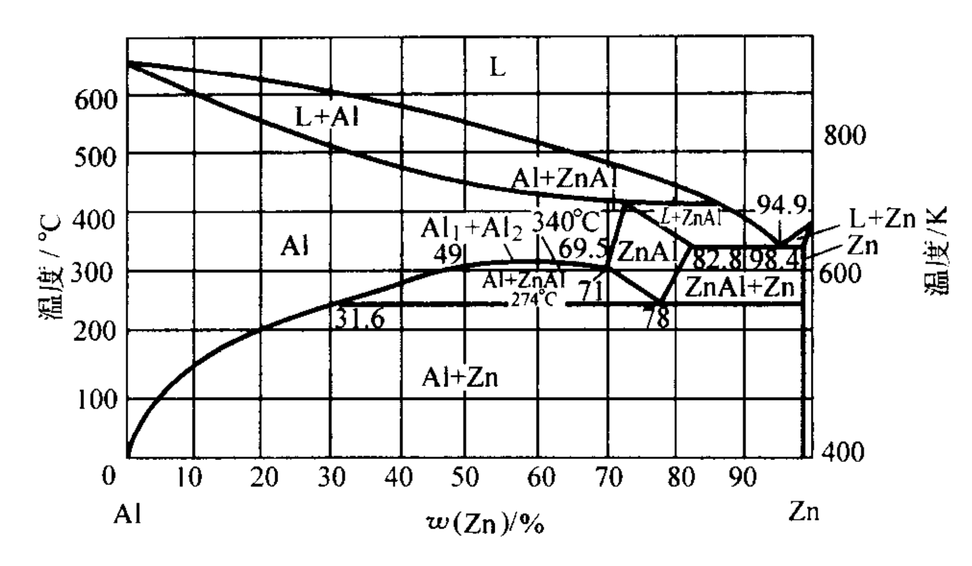


图 2.3-25 Al - Zn 二元合金相图

对于 Al - Mg 合金：Zr、B、Ti

对于 Al - Si - Mg 合金：Ti、Zr、B、Nb

上述元素可以单独加，也可以联合加入，而联合加入比单独加入一种元素效果要好。

1.4.3 多元铝镁合金

（1）Al - Mg - Si 合金

Al - Mg - Si 合金的牌号为 ZAlMg5Si1，代号 ZL303，成分（质量分数）：Mg 为 4.5% ~ 5.5%，Si 为 0.8% ~ 1.3%，余为 Al，铸态组织为α(Al) + 共晶α(Al) + Mg_2Si。硅在 ZL301 中是有害杂质，但在降低镁含量的同时将增加到 Si 为 0.8% ~ 1.3%，能生成一定数量的共晶α(Al) + Mg_2Si，改善铸造性能。由于共晶 Mg_2Si 存在，不能固溶处理，故只作铸态合金使用。ZL303 室温力学性能不如 ZL301，但在高温下，因其不会析出 Al_3Mg_2，Mg_2Si 又能阻碍α(Al)变形，所以有较好的高温力学性能，再加入 w（Be）= 0.001%，w（Ti）= 0.2%，w（B）= 0.005%，在 350℃以下工作时，几乎完全保持了室温下的力学性能。

ZL303 在潮湿空气或海水中有很好的耐蚀性，耐热性较好，可用作承受中等载荷的船舶用、航空用构件及内燃机机车的零件。

（2）Al - Mg - Zn 合金

Al - Mg - Zn 合金的牌号为 ZAlMg8Zn1，代号 ZL305，成分（质量分数）：Mg 为 7.5% ~ 9.0%，Zn 为 1.0% ~ 1.5%，Ti 为 0.1% ~ 0.2%，Be 为 0.03% ~ 0.1%，铸态组织和 ZL301 相似，由α(Al) + 离异共晶（$Al_2Mg_3Zn_3$）组成，固溶处理后，（$Al_2Mg_3Zn_3$）溶入α(Al) 中，强化合金。（$Al_2Mg_3Zn_3$）的点阵结构复杂，在零件使用过程中不易脱溶、聚集长大，推迟了老化现象，w（Zn）= 1.0% ~ 1.5%范围内时，合金的综合力学性能最佳，σ_b = 290 MPa，δ = 8%，但工作温度不宜超过 100℃。

ZL305 用作在海水中承受重大载荷的零件，如鱼雷壳体、潜水服等。

1.5 铸造铝锌合金

Al - Zn 合金是应用最早的铸造铝合金。Al - Zn 合金的铸造工艺简单，形成气孔的敏感性小，在铸态就有较高的力学性能。但这类合金的铸造性能不好，热裂倾向大，特别是抗腐蚀性能差，有应力腐蚀现象。

1.5.1 铝锌合金的成分与组织

图 2.3-25 是 Al - Zn 二元合金相图。由图可知，锌在铝中的最大溶解度在高温下可达 w（Zn）= 70%，在 274℃时仍有 w（Zn）= 31.6%，而到室温时已降到 w（Zn）= 2% 左右，这说明 Al - Zn 合金有很大的强化潜力。

Al - Zn 二元合金在室温时的组织，仅有 α 和 β 两相，β 相是 Zn 的固溶体，由于 Al 的溶解度极低，所以可以看作纯 Zn 相。在高温下，Zn 在α(Al) 中的溶解度很大，在铸造冷却的条件下，Al - Zn 合金能“自动淬火”。随后合金又能在室温下自然时效，过饱和的 Zn 将以金属质点的形式不断从 α 固溶体析出，使基体变形。但是以第二相形式存在的 Zn 相，高温硬度低于α(Al) 相，不能对合金的变形起到阻碍作用，强度不高，而且，Zn 和 α 相的电极电位相差很大，耐腐蚀性很低，所以二元 Al - Zn 合金在工业上没有实用价值。为了利用 Al - Zn 的“自动淬火”的潜力，克服其铸造性能差、耐腐蚀性不好和强度较低的缺点，工业上都采用多元 Al - Zn 合金，常用的多元 Al - Zn 合金有 Al - Zn - Si 系和 Al - Zn - Mg 系合金。

1.5.2 铝锌硅合金

为了提高 Al - Zn 合金的铸造性能和耐蚀性，在合金中加入一些 Si，即成为 Al - Zn - Si 系合金。其典型的牌号为 ZAlZn11Si7 合金，代号为 ZL401，成分（质量分数）为 Zn 为 9.0% ~ 13.0%，Si 为 6.0% ~ 8.0%，Mg 为 0.1% ~ 0.3%，余为 Al。合金的铸态组织为初生 α 固溶体和 α + Si 共晶体，其显微组织与 ZL101 合金相似。压铸状态时，组织中初生 α 相以细小且均匀分布，共晶体中硅呈极细小的针状。

ZL401 合金的含硅量较高，有较多的 α + Si 共晶体，所以铸造性能得到很好的改善。它可用于铸造大型复杂铸件，也宜于压铸，压铸时，它的流动性很好，不易粘模。因为已达到 w（Si）= 6.0% ~ 8.0%，因此应进行变质处理。此合金经变质处理（砂型试棒）、并经自然时效 30 天后的，力学性能可达 σ_b = 28 MPa，δ = 3%。锌量处于上限时其强度较高，但塑性和抗蚀性均有降低。

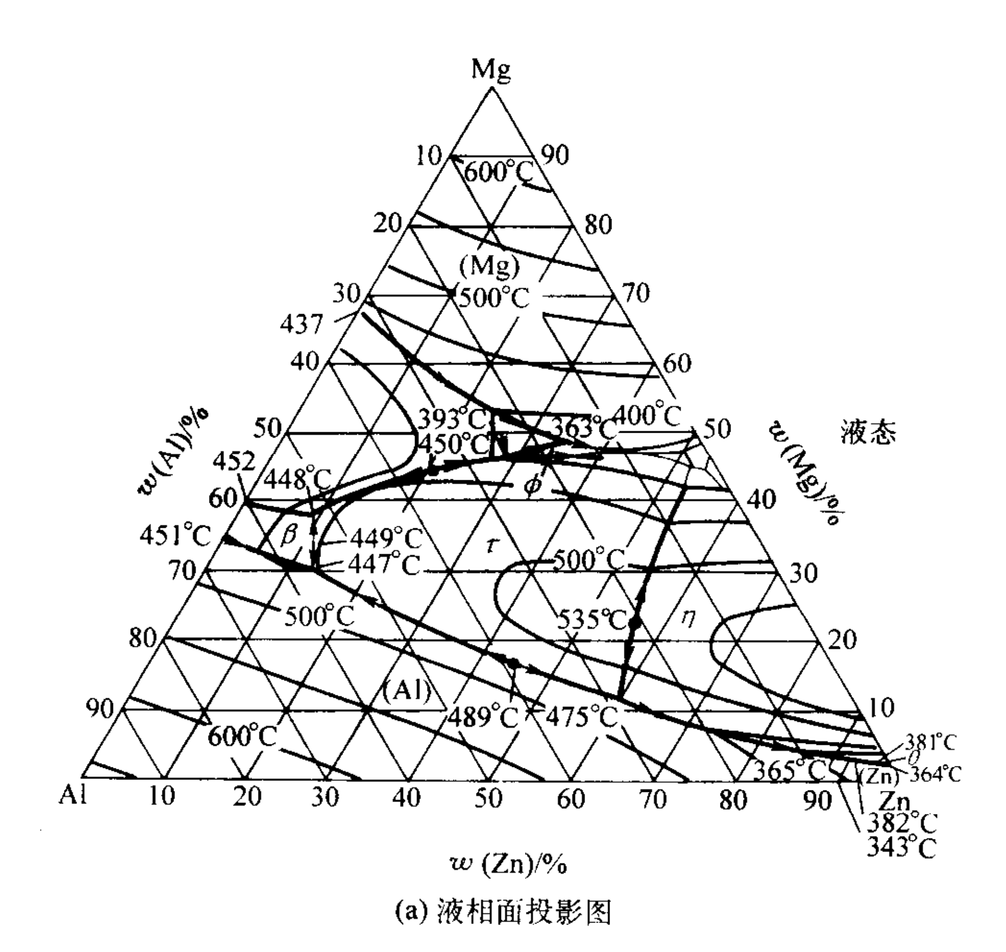
ZL401 合金中若加入 Cu、Mn 等元素，虽能提高强度，伸长率却下降很多，故仍把它们看作杂质，限制为：w（Cu）≤0.6%，w（Mn）≤0.5%。但试验也表明：在合金中加入 w（Mn）≤0.3%，即可提高强度，使其达到要求，而又不致降低塑性。

此合金的高温稳定性不好，一般只能用于 200℃以下工作，它的切削加工性和焊接性能均良好，缺点是抗蚀性较差，表面应经阳极化和涂漆保护。

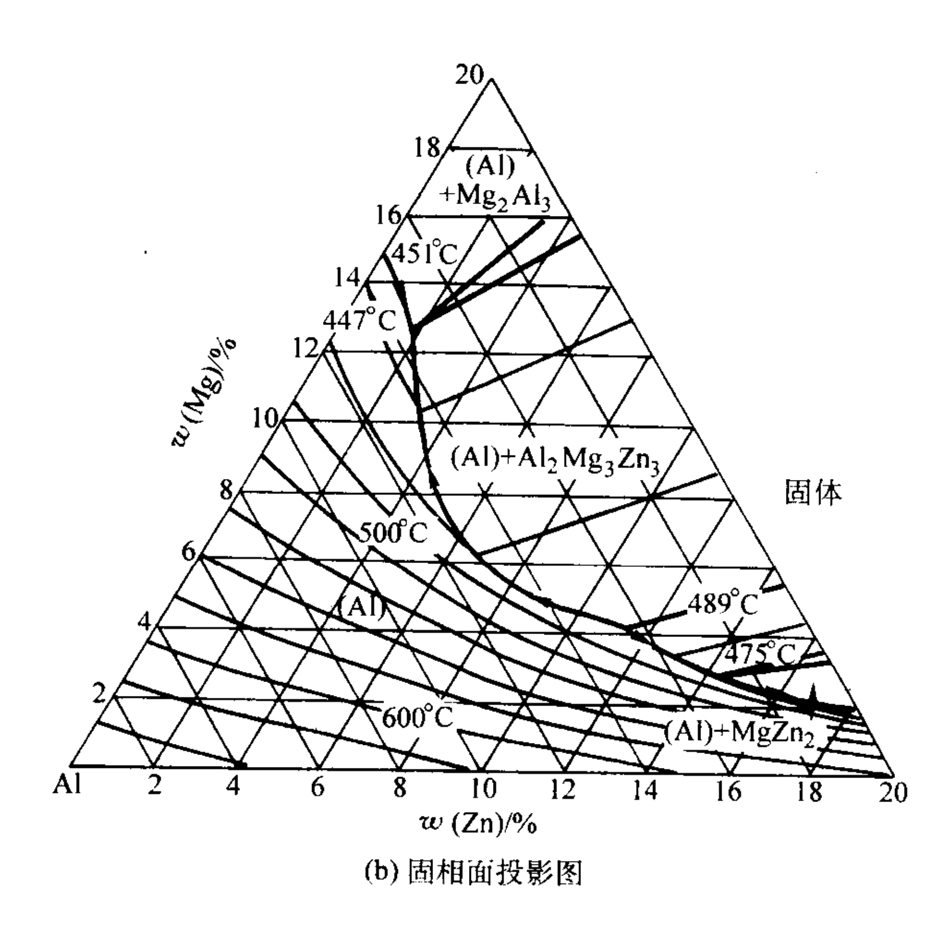
1.5.3 铝锌镁合金

在 Al - Zn 合金中加入适量的 Mg，强化效果十分显著。多年来，国内外对 Al - Zn - Mg 合金研究较多，已取得了较大进展，是一种极有前途的铸造铝合金。

图 2.3-26 表示了 Al - Zn - Mg 合金的液相面投影图和固相面投影图。从图中可以看到，在铝角部分，可能形成的金属间化合物有：β(Al_3Mg_2)、τ($Al_2Mg_3Zn_3$)、η($MgZn_2$)，它们都是很好的强化相，特别是τ($Al_2Mg_3Zn_3$) 和η($MgZn_2$) 两相，其结构复杂，在合金中扩散速度小，强化效果好。这些强化相，经固溶化处理（T4）可全部固溶到 α（Al）中，起强化作用。



(a) 液相面投影图



(b) 固相面投影图

图 2.3-26 Al－Zn－Mg 三元合金相图

国家标准中 Al－Zn－Mg 合金的牌号为 ZAlZn6Mg，代号为 ZL402。其主要成分（质量分数）为：Zn 为 5.0% ~ 7.0%，Mg 为 0.3% ~ 0.8%，Cr 为 0.3% ~ 0.8%，Ti 为 0.1% ~ 0.4i。由图 2.3-26 可知，其室温的组织是由 α（Al）和 $MgZn_2$ 两相组成，在铸态条件下，$MgZn_2$ 相即可在 α（Al）固溶体中过饱和，在自然时效时，以强化相形式析出，强化合金。它的铸态试样，经 21 天自然时效后，其力学性能可达 $\sigma_b = 25$ MPa，$\sigma_{0.2} = 20$ MPa，$\delta = 5\%$。其冲击性能、抗蚀性能和抗应力腐蚀性能也较好。

ZL402 合金的凝固温度范围约 40℃，且晶粒较细（含少量 Ti），故铸造性能尚好，疏松、热裂倾向均不大，但充型性能仍低于 Al－Si 类合金，设计铸造工艺时必须保证充分补缩。当工艺设计合理时，不但能用熔模、砂模浇出薄壁复杂铸件，也能用金属型浇注中等复杂的铸件。

ZL402 合金的切削加工性能很好，可以获得表面粗糙度值很低的零件；它的焊接性能也很好，经人工时效后，铸件尺寸稳定。因而可以制作精密仪表零件和承受动载荷的飞机零件，由于抗蚀性较高，且可进行阳极化处理以进一步提高抗蚀性，故也常用于船舶零件。

此合金在淬火处理时，可以在空气中冷却，内应力大大降低，能防止薄壁复杂铸件在淬火时发生变形和裂纹，提高零件尺寸的稳定性。当对零件的力学性能要求不高时，可以省去淬火处理，借自然时效提高合金的力学性能。

1.5.4 铝锌镁合金的发展

Al－Zn－Mg 合金因为以下一些原因，将成为高强度铝合金的发展方向。

1）在所有 Al 合金中，Al－Zn－Mg 合金具有最大的强化潜力，即 Zn、Mg 在 α(Al) 中的溶解度最大。

2）Al－Zn－Mg 合金改善铸造性能的潜力很大。曾对 Al－Si、Al－Cu、Al－Zn－Mg 类合金的砂型铸件作了力学性能的壁厚效应试验（壁厚 5 ~ 30 mm），结果表明 Al－Zn 类合金的壁厚效应小，Al－Cu 类合金的壁厚效应大，而 Al－Zn－Mg 合金却呈现出最佳性能，只要在凝固期间对这种合金给予良好的补缩条件，壁厚效应很小。

3）Al－Zn－Mg 合金的蠕变极限较高，能承受铸造、热处理和机械加工中所产生的残余内应力，尺寸稳定。所以工业上往往采用 Al－Zn－Mg 合金制造精密度要求很高的零件。

4）Al－Zn－Mg 合金具有切削加工性能好、表面光洁美观以及焊接性能良好等优点，所以获得了广泛的重视和研究。

铸造 Al－Zn－Mg 合金中，随 Zn 和 Mg 的总量提高，强度增加，而伸长率和耐蚀性降低。Zn、Mg 总质量分数通常采用 6% ~ 7%，此类合金的强化效果不显著，力学性能偏低，达不到预期的要求。最近的研究指出，当加入其他辅助性元素时，Zn 和 Mg 的总质量分数可以提高到 8% ~ 10%，不仅强度大幅度提高，而且同时能获得满意的塑性和耐蚀性能。

例如，美国 Arcast67 合金，其化学成分（质量分数）为 Zn 为 6.5% ~ 7.5%，Mg 为 1.15% ~ 1.4%，Cr 为 0.3% ~ 0.6%，Ag 为 0.3% ~ 0.6%，Ti 为 0.1% ~ 0.4%，Mn 为 0.2% ~ 0.4%，杂质含量控制在 w（Fe）≤0.15%，w（Si）≤0.15%，w（Cu）≤0.1%。该合金具有较高的 Zn/Mg 比，Zn + Mg 总质量分数也增加到 8% ~ 9%，还含有少量的 Ag，同时严格限制了杂质含量，故具有较高的强度和较好的塑性。其金属型试样，在经 T6 处理后，其力学性能可达 $\sigma_b = 42 \sim 47$ MPa，$\sigma_{0.2} = 38 \sim 42$ MPa，$\delta = 5\% \sim 7\%$。

再有美国专利合金成分（质量分数）为 Zn 为 6.0%，Mg 为 2.8%，Cu 为 1.9%，Mn 为 0.1%，Ti 为 0.15%，Be 为 0.15% 的 Al－Zn－Mg－Cu 合金，金属型试样的室温抗拉强度可达 $\sigma_b = 60$ MPa，伸长率 $\delta = 2\%$。

1.6 铸铝件的热处理

铸造铝合金在铸态下的力学性能往往不能满足使用要求，所以除 Al－Si 系的 ZL102，Al－Mg 系的 ZL302 和 Al－Zn 系的 ZL401 合金外，都要通过热处理进一步提高铸件的力学性能和其他使用性能。

1.6.1 铸造铝合金热处理的目的和种类

热处理的目的，大致为以下几个方面。

1）充分提高铸件的力学性能，保证一定的塑性，提高合金抗拉强度和硬度，改善合金的切削加工性能等。

2）消除由于铸件壁厚不均匀、快速冷却等所造成的内应力。

3）稳定铸件的尺寸和组织，防止和消除因高温引起相变产生体积胀大现象。

4）消除偏析和针状组织，改善合金的组织和力学性能。

按以上热处理目的，铸造铝合金热处理的分类和用途如下。

1）人工时效T1　对有“自动淬火”效应的合金ZL401等，常采用T1，是过饱和相沉淀，提高合金的力学性能。

2）退火T2　消除铸造内应力以及切削加工引起的切削应力；提高零件尺寸稳定性；使铝硅类合金中共晶硅球化，提高合金塑性。

3）固溶处理T4　加热至固相线附近，保温一段时间，使强化相溶入α(Al)中，然后淬入冷却介质中获得过饱和的α(Al)固溶体，提高合金的强度和塑性，对铝镁类合金是最终热处理工序，对于需进行人工时效，进一步提高合金抗拉强度的合金，是热处理前期工序。

4）固溶处理后不完全人工时效T5　固溶处理后进行人工时效，时效强化-时间曲线可分为三段，即强度上升段、强度峰值段、强度下降段，T5相当于在强度上升段的时间进行保温。

5）固溶处理后完全人工时效T6　人工时效时间取强度峰值段，铸件可获得最大的抗拉强度，塑性则有所下降，大部分铸铝合金采用T6规范。

6）固溶处理后稳定化回火T7　固溶处理后，在比人工时效稍高的温度下保温，使部分强化相脱溶，称稳定化回火，适用于在较高温度下工作的零件，能使组织和尺寸稳定，尚保留一定的抗拉强度。

7）固溶处理后软化回火T8　固溶处理后在比T7更高温度下保温，使固溶体脱溶分解，强化相聚集球化，牺牲合金强度以获得高塑性。

8）铸造淬火　将刚凝固的高温铸件自铸型中取出后直接淬入低温介质中，以取得固溶处理的部分效果。用于金属型铸造的活塞，能缩短生产周期，节省能耗，降低成本，具有可观的经济价值。

9）等温淬火　固溶处理后，不必降温至室温停留24 h，直接自热处理炉中淬入该合金人工时效温度的介质中。等温淬火在不降低力学性能的同时，可减少淬火引起的变形，还能缩短生产周期。

10）循环处理　经过多次加热至350℃左右然后冷却，在190～150℃进行循环处理，可使铸件体积更加稳定，用于精密仪表零件。

1.6.2　铸造铝合金热处理的原理

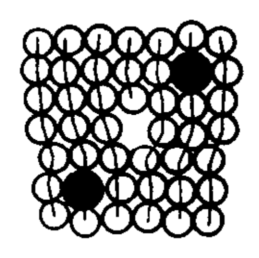
纯铝的强度很低，仅5 MPa，故需加入合金元素进行强化，主要有下列几种强化方式。

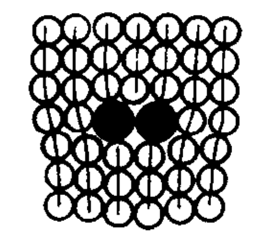
（1）固溶强化

合金元素固溶入铝基体时，由于溶质（合金元素）原子溶入基体的晶格中，使晶格发生畸变，从而使其对塑性变形的抗力显著增加。当溶质原子与溶剂（基体）原子的尺寸差越大，并且溶质原子的溶入量越多，晶格畸变也越大，其固溶强化效果也越高。例如：在各种铸铝合金中以Al－Mg合金的固溶强化效果最好，这是因为镁原子与铝原子半径相差较大（约13%），而且镁在铝中有较大的固溶度（最大固溶度为14.9%）。因此，当多量的镁溶入时，固溶体的晶格就产生较大的畸变，使其变形抗力大为增加。

进一步研究表明，固溶强化还和溶质原子与位错之间的相互作用、溶质原子的偏聚等因素有关。例如，由于溶质原子与位错发生交互作用，置换式固溶体中比溶剂原子大的溶质原子往往扩散到刃型位错线下方受拉应力的部位（见图2.3-27b），而比溶剂原子小的溶质原子则扩散到位错上方受压应力的部位（见图2.3-27c）。在间隙式固溶体中溶质原子则总是扩散到刃型位错下方受拉应力的部位。由于溶质原子常被吸附于位错周围，好像形成了一个溶质原子的“气团”。此“气团”的形成，减少了位错附近的晶格畸变，降低了位错的能量状态，使位错不易移动。为使位错带着“气团”或挣脱“气团”而运动，就必须施加更大的外力。

以上两个方面，无论是溶质原子增大了晶格的畸变，或是溶质原子与位错交互作用而形成“气团”，均增加了滑移过程中位错运动的阻力，从而强化了固溶体。


(a) 聚集前


(b) 大尺寸溶质原子聚集在位错下部

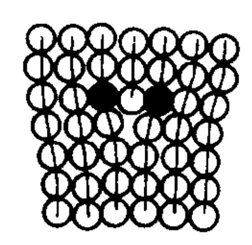

(c) 小尺寸溶质原子聚集在位错上部

图2.3-27　溶质原子在位错周围聚集的示意图

（2）时效强化

铝合金在高温加热淬火后形成过饱和固溶体，再在一定温度下保温（或在室温下长时间放置）而使其强度、硬度升高的过程，称为时效。用此方法来提高合金的强度，就称为时效强化。并非所有合金都能时效强化，合金具有时效强化特性的必要条件是：合金元素在铝中的固溶度应随温度降低而减少，减少越多，淬火获得的固溶体的过饱和程度就越大，时效强化的效果也就可能越大。但时效强化效果的高低，还与过饱和固溶体分解析出强化相的特性有关。下面以Al－4%Cu合金的时效过程为例，来分析合金时效时内部组织的变化过程及其对性能的影响。

图2.3-28为Al－4%Cu合金在130℃和190℃时效时的硬度变化曲线，从中可看到，合金的硬度先是随时间的增加而升高，达到最大值后又逐渐下降。研究表明，Al－Cu合金的时效过程可分为四个阶段。

1）形成溶质原子富集区（即GP区）。合金从高温淬火后形成的过饱和固溶体中，不仅溶质原子是过饱和的，高温下由于原子热运动增加而增多的空位也被保留下来，即固溶体中空位也是过饱和的。由于大量空位的存在，使铜原子较易扩散，在有空位时铜原子的扩散激活能将由无空位时的1.2 eV降为0.5 eV，其扩散速度约提高10^{10}倍，故在时效初期铜原子将很快在铝基体的（100）晶面上偏聚，形成铜原子富集区，即GP区。此时，基体晶格的连续性并未被破坏，它与基体保持完全共格联系。但铜原子半径比铝原子小约11%，故使晶格产生一定的弹性收缩，使共格界面附近的晶格产生畸变，使强度、硬度增加。在透射电子显微镜下，可以看到GP区呈黑色的线条。

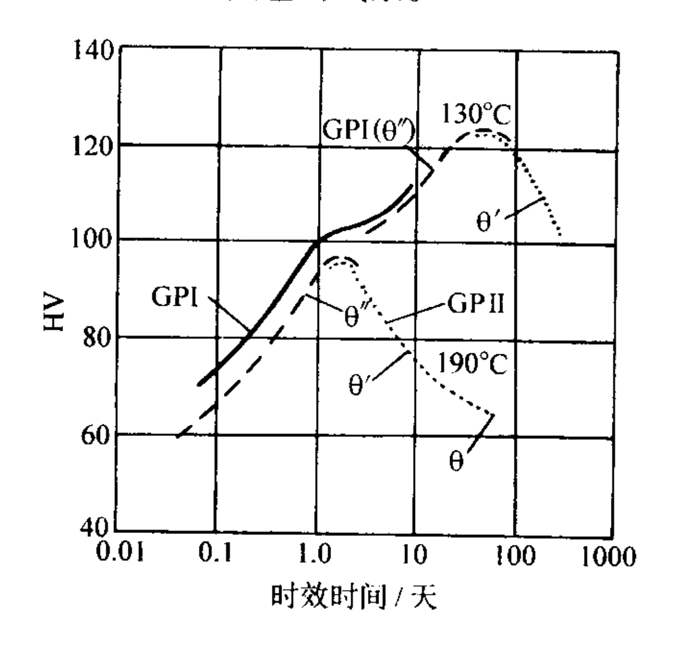


图2.3-28　Al－4%Cu合金时效曲线

2）GP区有序化。当增加时效时间或升高时效温度时，

即形成 GPⅡ区。在 GPⅡ区铜、铝原子按一定次序排列，形成有序化的正方晶体结构，这是 Al－Cu 合金在时效过程中的一个脱溶出来的中间过渡相，也常用 θ″表示。θ″的尺寸较 GP 区大，呈圆片状，晶粒百径为 15～150 nm，厚约 0.8～10 nm，并与基体保持完全共格。θ″的尺寸不但比 GP 区增大，而且它的弹性应变区也比 GP 区有明显增加，故其强度、硬度进一步增大。

3）形成过渡相。θ′在进一步时效时，脱溶过程将进一步发展，从而达到形成 θ′的阶段。θ′的成分与稳定相 θ（Al_2Cu）接近，它大多数沿基体｛100｝面析出，其晶格常数为：$a = b = 0.404$ nm，$c = 0.58$ nm。由于在 c 轴方向与基体的错配度过大（约 30%），使完全共格的界面遭到破坏，只与基体保持部分共格。因此使得 θ′周围的弹性应变减轻，其强度、硬度开始降低。

4）形成稳定的 θ 相。时效后期形成稳定相θ(Al_2Cu)，θ 相也具有正方结构，但晶格常数（$a = b = 0.607$ nm，$c = 0.487$ nm）与铝基体相差很大，故完全失去共格联系，弹性应变能也完全消失，强度、硬度下降到较低的水平。

1.6.3 铸造铝合金热处理工艺

铝铸件热处理工艺参数见表 2.3-15 所示。

表 2.3-15 铸造铝合金热处理工艺参数

合金代号	热处理状态及铸造方法	固溶处理			时效		
		加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质及温度/℃	加热温度/℃	保温时间/h	冷却方式
ZL101	T2	—	—	—	300 ± 10	2～4	空冷或随炉冷
	T4	535 ± 5	2～6	水 60～100	—	—	—
	T5	535 ± 5	2～6	水 60～100	150 ± 5	2～4	空冷
	T6	535 ± 5	2～6	水 60～100	200 ± 5	3～5	空冷
	T7	535 ± 5	2～6	水 60～100	225 ± 5	3～5	空冷
	T8	535 ± 5	2～6	水 60～100	250 ± 5	3～5	空冷
ZL101A	T5	540 ± 5	6～10	水 60～100	155 ± 5	6～8	空冷
	T6	540 ± 5	6～10	水 60～100	165 ± 5	6～10	空冷
ZL101A	T51	—	—	—	227 ± 5	7～9	空冷
	T6（S）	538 ± 5	12	水 65～100	155 ± 5	2～5	空冷
	T6（J）	538 ± 5	8	水 65～100	155 ± 5	3～5	空冷
	T61（J）	538 ± 5	8～10	水 65～100	160 ± 5	8～10	空冷
ZL102	T2	—	—	—	300 ± 10	2～4	空冷或随炉冷
ZL104	T1	—	—	—	175 ± 5	5～10	空冷
	T6	535 ± 5	3～5	水 60～100	175 ± 5	5～10	空冷
ZL105	T1	—	—	—	180 ± 5	5～10	空冷
	T5	525 ± 5	3～5	水 60～100	180 ± 5	5～10	空冷
	T7	525 ± 5	3～5	水 60～100	230 ± 10	3～5	空冷
ZL105A	T51（S）	—	—	—	227 ± 5	7～9	空冷
	T6（S）	527 ± 5	12	水 65～100	155 ± 5	3～5	空冷
	T61（S）	527 ± 5	12	水 65～100	155 ± 5	8～10	空冷
	T61（J）	527 ± 5	8～12	水 65～100	155 ± 5	10～12	空冷
	T7（S）	527 ± 5	12	水 65～100	227 ± 5	3～5	空冷
	T71（S）	527 ± 5	12	水 65～100	246 ± 5	4～6	空冷
	T6（J）	527 ± 5	8	水 65～100	155 ± 5	3～5	空冷
ZL106	T1	—	—	—	230 ± 5	8	空冷
	T5	515 ± 5	5～12	水 80～100	150 ± 5	3	空冷
	T7	515 ± 5	5～12	水 80～100	230 ± 5	8	空冷
ZL107	T5	515 ± 5	6～8	水 20～100	175 ± 5	6～8	空冷
ZL108	T1	—	—	—	190 ± 5	8～12	空冷
	T6	515 ± 5	6～8	水 20～70	175 ± 5	14～18	空冷
	T7	515 ± 5	3～8	水 20～70	230～250	6～10	空冷
ZL109	T1	—	—	—	205 ± 5	8～12	空冷
	T6	515 ± 5	6～8	水 20～70	170 ± 5	14～18	空冷
ZL110	T1	—	—	—	210 ± 10	10～16	空冷
	T6	480～495	3～8	水 20～100	210 ± 10	8～12	空冷

续表 2.3-15

合金代号	热处理状态及铸造方法	固溶处理			时效		
		加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质及温度/℃	加热温度/℃	保温时间/h	冷却方式
ZL111	T6	490±5（分级加热）	4	—	—	—	—
		500±5	4	—	—	—	—
		510±5	8	水 60~100	175±5	6	空冷
		515±5（分级加热）	4	—	—	—	—
		525±5	8	水 60~100	175±5	6	空冷
ZL114A	T6（S）	540±5	12	水 65~100	157±5	3~5	空冷
	T6（J）	540±5	8	水 65~100	171±5	3~5	空冷
ZL115	T4（S）	550±5	16	水 65~100	—	—	—
	T5（J）	550±5	16	水 65~100	160±5	4	空冷
ZL116	T6（S）	540±5	14	水 65~100	155~166	3~8	空冷
	T6（J）	540±5	12	水 65~100	155~171	3~6	空冷
	T62（S）	540±5	14	水 65~100	160~177	3~8	空冷
	T62（J）	540±5	12	水 65~100	160~177	4~12	空冷
ZL117	T6（J）	510±5	4~8	水 60~100	180±5	4~8	空冷
	T7（J）	510±5	4~8	水 60~100	210±5	4~8	空冷
390	T5	—	—	—	177±5	8	空冷
	T6	502±5	2~8	沸水	177±5	8	空冷
	T7	502±5	2~8	沸水	232±5	8	空冷
ZL201	T4	530±5	7~9	—	—	—	—
		540±5	7~9	水 60~100	—	—	—
	T5	530±5	7~9	—	—	—	—
		540±5	7~9	水 60~100	175±5	3~5	空冷
ZL201A	T5	535±5	7~9	—	—	—	—
		545±5	7~9	水 60~100	160±5	6~9	空冷
ZL202	T2	—	—	—	290±5	3	空冷
ZL203	T4	515±5	10~15	水 80~100	—	—	—
	T5	515±5	10~15	水 80~100	150±5	2~4	空冷
ZL204A	T6	530±5	7~9	—	—	—	—
		540±5	7~9	水 40~100	175±5	3~5	空冷
	T7	530±5	7~9	—	—	—	—
		540±5	7~9	水 40~100	190±5	3~5	空冷
ZL205A	T5	530±5	0.5	—	—	—	—
		538±5	10~18	水室温~60	155±5	8~10	空冷
	T6	530±5	0.5	—	—	—	—
		538±5	10~18	水室温~60	175±5	3~5	空冷
	T7	530±5	0.5	—	—	—	—
		538±5	10~18	水室温~60	190±5	3~5	空冷
ZL206	T5	537±5	10~15	水室温~100	150±5	2~4	空冷
	T6	537±5	10~15	水室温~100	175±5	4~6	空冷
	T8	537±5	10~15	水室温~100	175±5	4~6	
					300±5	3~5	空冷
ZL207	T1	—	—	—	200±5	5~10	空冷
ZL208	T7	540±5	7	水 70~100	215±5	16	空冷
ZL209	T6	530±5	0.5	—	—	—	—
		538±5	10~18	水室温~100	170±5	3~5	空冷

续表 2.3-15

合金代号	热处理状态及铸造方法	固溶处理			时效		
		加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质及温度/℃	加热温度/℃	保温时间/h	冷却方式
KO-1	T4	490~500	2	—	—	—	—
		521~530	14~20	水 65~100	室温	12~24	—
	T6	490~500	2	—	—	—	—
		521~530	14~20	水 65~100	152~158	20	空冷
	T7	490~500	2	—	—	—	—
		521~530	14~20	水 65~100	185~190	5	空冷
206.0	T4	490~500	2	—	—	—	—
		521~530	14~20	水 65~100	—	—	—
	T6	530±3	14~20	水 65~100	155±5	8	空冷
	T7	530±3	14~20	水 65~100	200±5	8	空冷
ZL301	T4	430±5	12~20	沸水或油 50~100	—	—	—
ZL305	T4	435±5	8	—	—	—	—
		490±5	6	水 80~100	—	—	—
ZL401	T1	—	—	—	200±10	5~10	空冷
	T2	—	—	—	300±10	2~4	空冷
ZL402	T1	—	—	—	180	10	空冷
	T5	—	—	—	室温	21 天	—
	T5	—	—	—	157±5	6~8	空冷

1.6.4 铸造铝合金热处理常见缺陷及其防止

铸造铝合金热处理常见缺陷有下列几种。

（1）力学性能不合格

铸件经热处理后，强度、硬度过高而塑性不合格，或强度、塑性指标都不合格等，产生的原因是热处理工艺参数不正确，其中包括：

1）固溶温度偏低或保温时间不足，强化相不能充分溶入α(Al)中；

2）液淬时冷却速度不够，如零件过多，装炉时叠在一起，影响冷却速度；

3）铸件从出炉到淬火槽的转移时间过长；

4）人工时效温度过低或保温时间不够等。

由上述原因造成的力学性能不合格的铸件允许重新进行热处理，但重复处理次数最多 3 次，否则将使晶粒长大，降低力学性能。重复处理时，保温时间相应缩短。

（2）过烧

在铝合金冷却过程中，由于固溶元素的溶解度变化，低熔点的三元共晶或多元共晶组织将会在晶界处析出。如果热处理工艺制定不合理，或由于控温仪表失灵，引起过温，晶界处的低熔点共晶体就会熔化，在表面张力的作用下，熔化的液相收缩成团状、球状或多角形的复熔物，严重过烧时，会在全部晶界上出现带状、环状复熔物，甚至在铸件表面结瘤。过烧组织出现时，合金力学性能急剧下降，无法补救，只能报废；铸件轻微过烧时，对力学性能影响不明显，但抗蚀性能和疲劳强度大为降低。

避免过烧的措施有：

1）根据多元合金相图，严格制定热处理工艺；

2）使用可靠、准确的控温仪表，以及空气循环式电炉，以保持炉膛内温度均匀，温差不超过热处理工艺参数规定的温度范围；

3）对壁厚不均匀，形状复杂的大型铸件，采用缓慢升温加热；

4）对多组元、成分复杂的合金，可采用在多元共晶转变温度附近分级保温加热的方法。

（3）变形和开裂

固溶处理及人工时效过程中，多相合金组织发生相变，改变了相组成，引起铸件尺寸的变化，在铸件内部产生内应力。当内应力超过合金的屈服强度时，铸件发生变形。内应力超过强度极限时，便出现开裂。

防止变形、开裂的措施如下。

1）从严控制炉内升温速度，如采取分级加热升温，也可适当提高淬火介质的温度。

2）根据铸件的形状，设计、制造成形夹具，或淬火时选择正确的入水方向，尽量使铸件各部分均匀地冷却，减少变形量。如仍产生轻微变形，可在淬火后 4~5 h 内用机械方法进行矫正。若存放时间过长，则发生自然时效，使塑性下降，再矫正时会产生显微裂纹。

3）选择合适的加热炉。最好采用加热炉内温差不超过±5℃的空气循环式电炉或流态化沸腾炉，避免在硝盐槽内加热。因硝盐槽加热速度过快，铸件入炉有先后，引起各个铸件之间、铸件各部位之间的温差增大，内应力增大，容易变形甚至开裂，而且残余硝盐留在铸件表面，会引起疏松部位的腐蚀。

（4）表面腐蚀

含 w（Cu）>4%的铝合金，人工时效后对晶界腐蚀很敏感，最初在金属表面沿着晶界发生，然后向金属内部扩展。其原因是，Al_2Cu 在人工时效过程中偏聚甚至部分脱溶，成为微电池的阴极，促使晶界腐蚀的发展。防止表面腐蚀的基本思想是：在细化晶粒的基础上，热处理时加大淬火时的冷却速度，确保 Al_2Cu 的充分固溶。

1.7 铸造铝合金的熔炼

熔炼工艺是铸件生产过程中的一个重要环节，一个优质铝铸件的获得，需要有合理而先进的铸造方法、正确的铸造工艺、熔炼工艺及浇注工艺相配合。

铝合金熔炼包括合理选择熔炼设备和熔炼工具、正确的配料计算，精心的炉料处理，以及严格的熔炼工艺控制。

熔炼工艺过程控制的内容包括正确的加料次序、严格的熔炼温度和时间，力争实现快速熔炼、有效的精炼、效果稳

定的变质处理及可靠的铝液炉前检测等。

概括起来，熔炼高质量的铝液要求满足：

1）化学成分符合要求，合金液成分均匀；

2）合金液纯净，气体、氧化夹杂、熔剂夹杂含量低；

3）需要变质处理的合金液，变质良好。

据统计，在熔炼工艺过程控制不严而产生的废品中，如渗漏、气孔、夹渣等，合金液中的气体、氧化夹渣、熔剂夹渣未清除干净是主要原因。因此，在确保化学成分合格的前提下，熔炼工艺过程控制的主要任务是提高合金液的纯净度和变质效果。

铝合金的熔炼设备主要是有坩埚炉和无芯感应电炉。其中坩埚炉在工厂中应用很普遍，它的优点是设备简单、使用灵活机动。适用于经常更换合金牌号及间歇生产的情况，其熔炼质量也较高。坩埚炉可以作为熔炼炉或保温炉，可由电加热，也可由煤气、重油、焦炭加热。

铸铝生产中一般使用的是能抗铝液腐蚀熔蚀的铸铁坩埚。铸铁的成分（质量分数）为：C为3%～3.5%；Mn为1.2%～1.5%；Si为1.5%～2.0%；Cr为0.8%～1.2%；Ni为0.25%～0.5%；P小于0.25%；S小于0.1%。由于铁很容易溶入铝液而影响性能，所以，铸铁坩埚内壁必须涂刷涂料。

无芯感应电炉在熔炼钢、铸铁和铜合金中应用较多，目前，在铝合金的熔炼中也越来越多。其原因是感应电炉熔炼速度快、生产效率高、金属液化学成分均匀、设备使用寿命长、操作方便。

1.7.1　铸造铝合金的精炼

（1）铝铸件中气孔和夹渣

精炼的目的在于清除铝液中的气体和各类有害杂质，净化铝液，防止在铸件中形成气孔和夹渣。

铝铸件中气孔的形态有以下几种，其中与熔炼有关的主要是针孔。

1）针孔　分布在整个铸件截面上，因铝液中的气体、夹杂含量高、精炼效果差、铸件凝固速度低所引起。针孔可分三种类型。

① 点状针孔　此类针孔在低倍显微组织中呈圆点状，轮廓清晰且互不相连，能清点出每平方厘米面积上的针孔数目并测得针孔的直径。这类针孔容易和缩孔、缩松相区别。

② 网状针孔　此类针孔在低倍显微组织中呈密集相连成网状，伴有少数较大的孔洞，不易清点针孔数目，难以测量针孔的直径，往往带有末梢，俗称“苍蝇脚”。网状针孔常形成于结晶温度宽的合金，这类合金在缓慢凝固时析出的气体分布在晶界上及发达的枝晶间隙中，此时结晶骨架已形成，补缩通道被堵塞，便在晶界上及枝晶间隙中形成网状针孔。

③ 混合型针孔　此类针孔为点状针孔和网状针孔的混合体，常见于结构复杂、壁厚不均匀的铸件中。

针孔可按国家标准分级，等级越差，则铸件的力学性能越低，其抗蚀性能和表面质量越差。当针孔的数量超过铸件技术要求允许的针孔等级时，铸件将被报废。其中网状针孔割裂合金基体，危害性比点状针孔大。

2）皮下气孔　皮下气孔位于铸件表皮下面，是由铝液和铸型中水分反应产生气体所造成，一般和铝液质量无关。

3）单个集中气孔　这种气孔产生的原因是由于铸件工艺设计不合理，如铸型或型芯排气不畅，或者是由于操作不小心，如浇注时堵死气眼，型腔中的气体被憋在铸件中所引起，也和铝液纯净度有关。

浇注前铝液中存在的氧化夹杂称为一次氧化夹杂，总量约占铝液质量的0.002%～0.02%，在铸件中分布没有规律。浇注过程中生成的氧化夹杂称为二次氧化夹杂，多分布在铸件壁的转角处及最后凝固的部位。

一次氧化夹杂按形态可分为二类。第一类是分布不均匀的大块夹杂物，它的危害性很大，使合金基体不连续，引起铸件渗漏或成为腐蚀的根源，明显降低铸件的力学性能。第二类夹杂呈弥散状，在低倍显微组织中不易发现，铸件凝固时成为气泡的形核基底，生成针孔。这一类氧化夹杂很难在精炼时彻底清除。

（2）铝液中气体和氧化夹杂的来源

铝合金通常在大气中熔炼，当铝液和炉气中的N_2、O_2、H_2O、CO_2、CO、H_2、C_mH_n等接触时，会产生化合、分解、溶解、扩散等过程。各种炉气成分与铝液反应的热力学计算数据及反应式列于表2.3-16中。

从表2.3-16可见，除按编号6反应式生成Al_4C_3外，其余反应都将生成Al_2O_3，而AlN与H_2O或O_2，按编号10和11反应，Al_4C_3与H_2O或O_2，按编号8和9反应又都生成Al_2O_3。因此，表中所列众多反应的最终产物中大部分是Al_2O_3。Al_2O_3的化学稳定性极高，熔点高达2 015℃，在铝液中不再分解，是铝铸件中主要的氧化夹杂物。

在所有的炉气成分中，只有氢能大量地溶解于铝液中。根据测定，存在于铝合金中的气体，氢的体积分数占85%以上。溶入铝合金中的氢并不来自炉气中极微量氢，因为大气中氢的分压很低，只有5×10^{-6} MPa数量级，远比铝液中的氢分压低。根据热力学原理，溶于铝液中的氢是不稳定的，有自铝液内部自动向大气方向扩散逸出的倾向。其次，研究结果表明，分子态的氢并不能直接溶入铝液中，只有离解成原子态氢才能溶入铝液中，这可以从在纯净氢气氛中熔炼铝液，铸件中并不出现针孔的实验中得到证明。铝液中的氢和氧化夹杂主要来源于表2.3-16所列各方面的反应。

1）氢在铝中的溶解度。按照表2.3-16中编号13反应式铝液和水汽产生H_2后，按编号12反应溶入铝液，其平衡常数为

$$K_p=\frac{[H]^2}{p_{H_2}} \tag{2.3-2}$$

式中，K_p为平衡常数；p_{H_2}为氢分压，MPa；[H]为溶于铝液中氢的浓度。

可以看出，在铝液中氢的含量与氢气分压的平方成正比。图2.3-29表示了金属中氢的溶解度变化曲线，从图中可以看到，在铝熔点温度（曲线4），即由固态转变为液态时，氢的溶解度急剧增加。在（100 g）液态铝中氢的溶解度可达0.68 mL，而在（100 g）固态铝中氢的溶解度仅有0.036 mL，两者相差20倍。

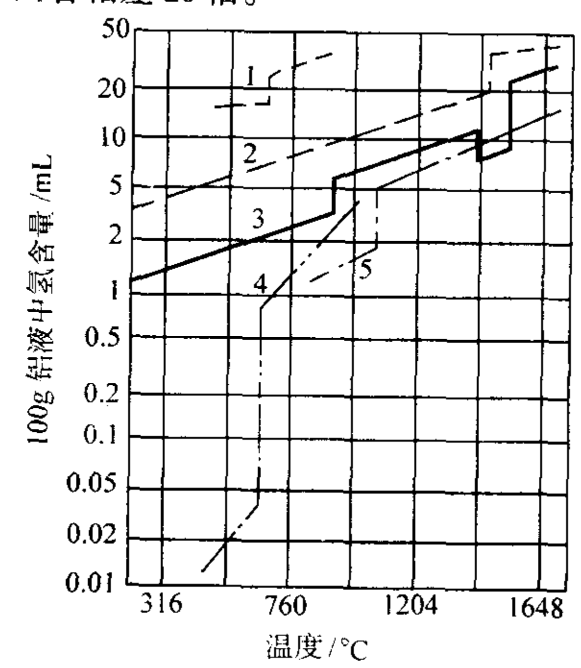


图2.3-29　常用金属中氢的溶解度变化曲线

1—氢在镁中的溶解度；2—氢在镍中的溶解度；3—氢在铁中的溶解度；4—氢在铝中的溶解度；5—氢在铜中的溶解度

表 2.3-16　铝液和各种气体反应时的平衡常数和标准状态自由能

编号	反 应 式	平衡常数 K_p	标准状态自由能变化	$\Delta F°$值的温度范围/K
1	$Al_{(L)}+\frac{3}{4}O_{2(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}$	$\frac{1}{p_{O_2}^{3/4}}$	$\Delta F° = -194\ 426+38.80T$	931.7 ~ 1 200
2	$Al_{(L)}+\frac{1}{2}N_{2(G)}=AlN_{(S)}$	$\frac{1}{p_{N_2}^{1/2}}$	$\Delta F° = -66\ 437+32.63T$	931.7 ~ 1 200
3	$Al_{(L)}+\frac{3}{2}H_2O_{(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}+3[H]$	$\frac{S_H^2}{p_{H_2O}^{3/2}}$	$\Delta F° = -67\ 624-19.39T$	943 ~ 1 123
4	$Al_{(L)}+\frac{3}{4}CO_{2(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}+\frac{3}{4}C_{(S)}$	$\frac{1}{p_{CO_2}^{3/4}}$	$\Delta F° = -123\ 711+39.02T$	931.7 ~ 1 200
5	$Al_{(L)}+\frac{3}{2}CO_{(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}+\frac{3}{2}C_{(S)}$	$\frac{1}{p_{CO}^{3/2}}$	$\Delta F° = -154\ 285+70.55T$	931.7 ~ 1 200
6	$Al_{(L)}+\frac{3}{2}CH_{4(G)}=\frac{1}{4}Al_4C_{3(S)}+3[H]$	$\frac{p_H^{3/4}}{p_{CH}^{3/4}}$	$\Delta F° = 42\ 447-55.23T$	943 ~ 1 123
7	$Al_{(L)}+\frac{3}{4}H_2O_{(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}+3[H]$	$\frac{S_H^2}{p_{H_2O}^{3/2}}$	$\Delta F° = -75\ 190+27.95T$	738 ~ 893
8	$\frac{1}{4}Al_4C_{3(S)}+\frac{3}{2}H_2O_{(G)}=\frac{3}{4}CH_{4(G)}+\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}$	$\frac{p_{CH_2}^{3/4}}{p_{HO_2}^{3/2}}$	$\Delta F° = -110\ 071+35.84T$	931.7 ~ 1 200
9	$\frac{1}{4}Al_4C_{3(S)}+\frac{3}{2}O_{2(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}+\frac{3}{4}CO_{2(G)}$	$\frac{p_{CO_2}^{3/4}}{p_{O_2}^{3/2}}$	$\Delta F° = -253\ 614+35.84T$	931.7 ~ 1 200
10	$AlN_{(S)}+\frac{3}{2}H_2O_{(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}+NH_3$	$\frac{p_{NH_3}}{p_{H_2O}^{3/2}}$	$\Delta F° = -52\ 434+14.57T$	931.7 ~ 1 200
11	$AlN_{(S)}+\frac{3}{4}O_{2(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S)}+\frac{1}{2}N_{2(G)}$	$\frac{p_{N_2}^{1/2}}{p_{O_2}^{3/4}}$	$\Delta F° = -127\ 989+6.17T$	931.7 ~ 1 200
12	$H_{2(G)}=2[H]$	$\frac{S^2}{p_{H_2}}$	$\Delta F° = 25\ 254-25.584T$	943 ~ 1 123
13	$Al_{(L)}+\frac{3}{2}H_2O_{(G)}=\frac{1}{2}Al_2O_{3(S}+\frac{3}{2}H_{2(G)}$	$\frac{p_H^{3/2}}{p_{H_2O}^{3/2}}$	$\Delta F° = -105\ 505+19.00T$	943 ~ 1 123

2）铝液中氢的来源

① 铝液与$Al(OH)_3$的反应　低于 250℃时，铝锭与大气中的水汽接触会产生下列反应：

$$Al_{(S)}+3H_2O_{(G)}=Al(OH)_{3(S)}+3/2H_{2(G)} \qquad (2.3\text{-}3)$$

反应产物$Al(OH)_3$生长在铝锭表面，组织疏松，呈粉末状，对铝锭没有保护作用，俗称铝锈。如果用带有铝锈的铝锭作炉料，升温至 400℃左右，铝锈就会分解：

$$2Al(OH)_3 \rightarrow Al_2O_3+3H_2O \qquad (2.3\text{-}4)$$

分解产物Al_2O_3组织疏松，能吸附水汽和氢，混入铝液中，增大气体和氧化夹杂的含量，使铝液质量变坏。高温下，铝锭化为铝液后，将按表 2.3-16 中编号 13 反应式等与水汽反应生成$\gamma-Al_2O_3$和H_2。在一般熔炼温度条件下，如 1 000 K，炉气中水汽分压为 0.003 MPa，这相当于我国东南沿海夏季大气中的湿度，根据编号 13 反应式计算结果，在反应界面上，铝液表面氢的分压可达1.20×10^{10} MPa，这将产生氢原子溶入铝液中的巨大驱动力。因此，铝锭不宜储存在潮湿的库房内或在雨季露天堆放。炉料库应保持清洁、干燥，以防生成铝锈。对已生成铝锈的铝锭，投入熔炉前应彻底清除铝锈。

② 铝液和水汽的反应根据计算，当铝液温度为 1 000 K 时，即便在空气中$p_{H_2O}\approx2.59\times10^{20}$ MPa 的干空气条件下，编号 13 的反应也能发生。由于大气中始终存在着一定量的水蒸气，特别在南方阴雨季节，大气中的p_{H_2O}较高，容易增加铝液中氢的溶解量。因此，铝液中始终会含有一定量的氢。

③ 铝液和碳氢化合物的反应。各种油污都是由复杂结构的碳氢化合物所组成，与铝液接触后都会发生下列反应，生成氢气：

$$4/3mAl+C_mH_n=1/3mAl_4C_3+1/2nH_2 \qquad (2.3\text{-}5)$$

这一反应，也是铝液吸氢的重要原因之一，故生产中严格禁用沾有油污的炉料直接投入熔池中，事先必须进行“碱洗”处理，清除油污。

3）影响铝液吸氢的因素

① 氧化铝的形态根据结构分析，铝及铝合金存在着三种不同形态的无水氧化铝：γ、η 和 α，它们各自的特征见表 2.3-17。

表 2.3-17　不同形态氧化铝的特性

形态	密度 /g·cm⁻³	晶型	$V_{Al_2O_3}/V_{2Al}$	吸附水气 /g·cm⁻³	存在条件
γ	3.2	三角形	1.58	0.018	低温、短期静置
η	3.5	尖晶石型立方	1.42	0.01 ~ 0.027	在所有的温度下，700 ~ 850℃最多
α	4.0	三角形	1.28	0.001	850℃以上温度

室温下生成的氧化铝膜由少量的 γAl_2O_3 和非晶态 Al_2O_3 混合物组成。随着温度的上升，非晶态 Al_2O_3 逐渐转化为 ηAl_2O_3 和 γAl_2O_3，在铝熔点附近温度，氧化膜厚度达到 2×10^{-1} mm，有较高的强度。在铝液表面形成一层致密的氧化膜，隔绝了炉气和铝液的直接接触，阻滞了铝液的氧化和吸气，对铝液能起保护作用。所以，除Al-Mg类合金外，铝合金可直接在大气中熔炼，不必加覆盖剂，这是 γAl_2O_3 膜有利的一面。随静置时间的延长，ηAl_2O_3 将逐渐全部转化为 γAl_2O_3。

但是，氧化膜只有和铝液接触的一面是致密的，和炉气接触的一面却是粗糙、疏松的，存在着大量的直径为 5×10^{-3} mm的小孔，小孔中吸附着水汽和氢，甚至将 γAl_2O_3 加热到890~900℃仍能吸附少量水汽，只有当温度高于900℃，γAl_2O_3 完全转化为 αAl_2O_3 才能较完全地脱水。所以，如果在熔炼时搅动铝液，划破连续、均匀地覆盖在铝液表面的氧化膜并卷入铝液中，铝液便和氧化膜小孔中的水汽反应，使铝液进一步氧化，生成氧化夹杂，吸入氢气。这样，γAl_2O_3 膜就起了传递水汽的作用，成为氢和氧化夹杂的载体。

② 合金元素对吸氢量的影响。合金元素对铝液吸氢量的影响主要体现在对氢的溶解度的影响和对氧化膜的影响两方面。

一些合金元素，如镁含量越高，氢的溶解度越大，而硅、铜含量越高，氢的溶解度越小。常用合金元素的氧化次序排列如下：

Na→Be→Mg→Al→Ce→Ti→Si→Mn→Zn→Cr→Fe→Ni→Cu

Al以后的元素如Si、Zn、Cu等在铝液中不是表面活性元素，密度又较大，不会富集在铝液表面，被炉气氧化后和 γAl_2O_3 组成尖晶石型复杂氧化物 $\gamma Al_2O_3\cdot MeO$。这种氧化物仍具有 γAl_2O_3 的晶型，只是晶格常数发生变化，组织致密，对铝液同样有保护作用。

Mg、Na、Ca等氧的亲和力比铝大，是表面活性元素，密度又比铝小，易富集于铝液表面，熔炼时，优先被炉气氧化。铝液中镁的质量分数高于1.0%，表面氧化膜即全部由MgO所组成，这层MgO组织疏松，$\eta=V_{MgO}/V_{Mg}<1$，对铝液不起保护作用，故Al-Mg类合金必须在熔剂覆盖下进行熔炼。

在改变氧化膜性能方面，最突出的是铍，它比铝轻，富集在铝液表层，优先被氧化，生成的BeO蒸气压很低，非常稳定。熔炼Al-Mg类合金时，BeO填补了MgO疏松组织中的空隙，使这层复合氧化膜的 $\eta>1$，对铝液能起保护作用。此外，BeO的电阻很大，能阻止电子交换过程，防止镁原子透过表面氧化膜和炉气接触，进一步被氧化，因此铍是一种非常有效的防氧化剂。在ZL301合金中加入 $w(\text{Be})=0.03\%\sim0.07\%$，就能使氧化速度和纯铝相近，从而保护Al-Mg合金液。

③ 熔炼时间对吸氢的影响。在大气中熔炼铝合金，铝液不断被氧化，熔炼时间越长，生成的氧化夹杂越多，吸气也越严重。因此，在生产中，应遵循“快速熔炼”原则，尽量避免铝液在炉内长期停留。

(3) 铝合金铸件中气孔形成的机理及其防止方法

铝液中的含气量只是提供了形成气孔的可能性，但决定是否形成气孔及气孔大小的是铸件的凝固速度及凝固时作用于铝液的外压。由于氢在铝中的溶解度是随着温度的下降而下降的，氢在铝液中的溶解度要远远大于在固态铝中的溶解度，所以，铸件在凝固时氢要从固态金属中扩散到未凝固的铝液中，随着凝固过程的进行，固态金属不断增加，氢在剩余铝液中的浓度越来越大，平衡压力 p_{H_2} 也相应增大。当平衡压力 p_{H_2} 大于外压 $p_{外}$ 时，就会产生气泡，当补缩通道未冻结时，一部分较大的氢气泡能冲破氧化膜逸出大气，但当补缩通道冻结后，另一部分的气泡将被阻留在铸件内，形成气孔。

因此，防止铸件产生气孔可以从以下两方面着手：一是尽可能地减小铝液中氢的溶解度，如改善熔炼条件，严格控制水汽与铝液的接触，采用有效的精炼、除气措施，用真空熔炼或惰性气体保护下熔炼等。二是在铸造工艺上采取措施，如加快铸件的冷却速度，使气泡难以形成，或者用保温冒口、发热冒口等让气泡尽可能地形成。

(4) 铝液精炼工艺

按作用机理，精炼工艺可分为吸附精炼和非吸附精炼两大类。

1) 吸附精炼 依靠精炼剂产生吸附氧化夹杂的作用，同时清除氧化夹杂及其表面依附的氢气，达到净化铝液的目的。精炼作用仅发生在吸附界面上，具体又可分为浮游法、熔剂法、过滤法等。

铝合金的精炼通常采用浮游法，其原理是在铝液中通入气体（通常为 Cl_2、N_2、Cl_2+N_2 混合气体或加入氯盐后产生气体）产生气泡，由于气泡中氢的分压 $p_{H_2}=0$，因此溶于铝液中的氢即不断地进入气泡，这个过程直到气泡中氢的分压力增加到与铝液中氢的浓度符合 $[H]=K\sqrt{p_{H_2}}$ 关系时才达到平衡。气泡浮出液面后，气泡中的氢即逸入大气，因此，只要连续产生气泡即能不断地除去溶解于铝液中的氢。在气泡上升时，气泡表面所吸附的夹杂物也上浮到表面而清除，同时吸附在夹杂物表面原有的小气泡随之被清除。

常用的浮游法精炼有以下几种。

① 通氮精炼 铝液内的氮气泡中氢分压 $p_{H_2}=0$，氢即在氢压力差的驱动下自铝液扩散进入氮气泡中。这一扩散过程直至氮气泡中的氢分压和铝液内的氢分压相平衡时才会停止。因此，氮气泡上升时能同时带走 Al_2O_3、夹杂物及氢气。

通氮温度应控制在710~790℃，温度过低，降低氢的扩散系数，温度过高，将生成大量AlN夹杂物，同样污染铝液。镁比铝更容易和氮反应，生成 Mg_3N_2、夹杂物，因此ZL301、ZL303、ZL305合金不希望用氮气精炼。

工业用氮气瓶中通常含有微量氧气，通氮时将生成 Al_2O_3Al降低除气效果。有人进行了试验，发现氮气瓶中含氧量（体积分数）为0.5%、1.0%时，除气效果分别下降（体积分数）40%、90%。如果氮气瓶中含有水分，则危害更大。按有关规定，氮气瓶中含氧量应低于0.03%，水分应低于（体积分数）0.3g/m³。

在生产中，为了清除氮气中的水分，在通入铝液之前，应通过储有干燥剂CaCl、硅胶、分子筛、浓硫酸等的干燥器后再进入铝液中，进行严格脱水处理。

② 通氯精炼 氯不溶于铝液中，但能和铝液及溶于铝液内的氢产生剧烈反应

$$3/2Cl_2+Al=AlCl_3 \qquad (2.3\text{-}6)$$

$$1/2Cl_2+1/2H_2=HCl \qquad (2.3\text{-}7)$$

反应生成物HCl（沸点85℃）、$AlCl_3$（沸点183℃）都呈气态，且不溶于铝液，和未参加反应的氯均能起精炼作用，因此，净化效果比通氮甚至通氩明显。

工业用氯气瓶中常掺有水分，影响净化效果。精炼使用的氯气含水量（质量分数）应控制在0.08%以下。随着使用时间的推移，氯气瓶中的含水量将逐渐增多，生产中必须注意。氯是剧毒气体，通氯装置应安放在密封的房间内，以防泄漏。熔炉、坩埚上方应安装通风罩，净化操作环境。

通氯的净化效果虽好，但氯气对人体有害，通氯设备较复杂，泄漏的氯气严重腐蚀厂房和设备。其次，通氯后引起合金的晶粒粗大，降低力学性能，故生产中极少采用，已改用氮-氯联合精炼工艺：先通氯，再通氮，以净化通氯管道和设备，保护厂方及车间设备，改善劳动条件。也可用（体积分数）$N_2$90% + $Cl_2$10%的混合气进行精炼，也能获得良好的净化效果。

③ 氯盐精炼 常用的氯盐有氯化锌 $ZnCl_2$、氯化锰 $MnCl_2$、六氯乙烷 C_2Cl_6、四氯化碳 CCl_4、四氯化钛 $TiCl_4$ 等。

氯盐和铝液可发生下列反应

$$n\mathrm{Al} + 3\mathrm{MeCl}_n = n\mathrm{AlCl_3} + 3\mathrm{Me} \qquad (2.3\text{-}8)$$

式中，Me 为各种金属的代号。

反应产物 $AlCl_3$ 即起精炼作用。氯盐精炼的优点是省去了一整套气体发生装置和输送管道；其次，$AlCl_3$ 的毒性比氯气小得多。

$ZnCl_2$ 的价格便宜，生产中使用很普遍，缺点是净化效果一般，又强烈吸湿，使用前应在炉旁重熔脱水，现配现用。

C_2Cl_6 是白色结晶体，密度为 2.091 g/cm^3，升华温度 185.5℃。压入铝液后产生下列反应

$$\mathrm{C_2Cl_6} \rightarrow \mathrm{C_2Cl_4} + \mathrm{Cl_2} \qquad (2.3\text{-}9)$$

$$3\mathrm{Cl_2} + 2\mathrm{Al} \rightarrow 2\mathrm{AlCl_3} \qquad (2.3\text{-}10)$$

$$3\mathrm{C_2Cl_6} + 2\mathrm{Al} \rightarrow 3\mathrm{C_2Cl_4} + 2\mathrm{AlCl_3} \qquad (2.3\text{-}11)$$

反应产物 C_2Cl_4 的沸点为 121℃，不溶于铝，同时参与精炼，故效果比 $ZnCl_2$ 好。

用氯盐精炼，会产生 Cl_2、C_2Cl_4 等有害气体，污染环境，因此近年来，固体无公害精炼剂发展较快。例如，主要成分为煤粉和硝酸盐的固体无公害精炼剂，压制成块并压入铝液中，发生下列反应

$$4\mathrm{NaNO_3} + 3\mathrm{C} \rightarrow 2\mathrm{Na_2NO_3} + \mathrm{N_2} + 3\mathrm{CO_2} \qquad (2.3\text{-}12)$$

生成的 N_2 即起精炼作用。CO_2 虽可生成 Al_2O_3，但由于上浮速度较快，故氧化程度较轻。精炼时由于反应产物无嗅无味，为工人所乐用，缺点是没有氯、氟等有效成分，净化效果欠理想。无公害精炼剂价格便宜，适用于不重要的中、小型铝铸件。

熔剂法的机理在于通过吸附、溶解铝液中的氧化夹杂及吸附其上的氢，上浮至液面进入熔渣中，达到除渣、除气的目的。净化效果好，尤其是熔炼 Al-Mg 类合金或重熔切削、碎料时，必须采用熔剂法。

过滤精炼由于净化效果好，对于重要的铝铸件，采用过滤精炼是方向。

过滤剂可分为两类，一类是非活性过滤剂，如石墨块、镁屑砖、玻璃纤维等，依靠机械作用清除铝液中的非金属夹杂物。另一类是活性过滤剂，如 NaF、CaF_2、Na_3AlF_6 等，除机械作用外，主要通过吸附、溶解 Al_2O_3 的作用清除氧化夹杂。

2）非吸附精炼 依靠其他物理作用的精炼方法，统称为非吸附精炼，其特点是同时对全部铝液起精炼作用。主要有真空精炼和超声波精炼。

真空精炼是将铝液置于真空室内，在一定的温度下静置一段时间，铝液中的氢或因温度下降引起溶解度降低，含氢量超过溶解度，氢自动从铝液中呈气泡排出并带走氧化夹杂，达到净化铝液的目的。

超声波处理的原理是向铝液中通入弹性波时，会在铝液内部生成“空穴”现象，破坏了铝液的连续性，形成无数显微空穴，氢原子便渗入这些空穴中，形核长大成气泡上浮，并带走氧化夹杂，达到净化的目的。此外，在超声波作用下，枝晶被振碎，促进枝晶增殖，有细化晶粒作用。当超声波发生器功率足够时，作用范围可达全部铝液，净化效果好。但由于要配备超声波发生器，消耗功率大，故不易在生产中获得推广。

(5) 铝合金的精炼效果的检查

炉前检测是控制熔炼工艺，保证铸件质量的重要手段，尤其在采用大容量熔炉进行大批量生产时，更为重要。炉前检测的项目主要是含气量和氧化夹杂含量。目前检测的方法很多，应用较普遍的如下。

1）常压凝固试样含气量检测 常压凝固试样的尺寸通常为 ϕ40～ϕ50 mm×（20～30）mm，铸型可用干砂型、耐火砖型、石墨型等。将铸型预热到 200℃以上，浇入待测的铝液。凝固前用干净铁皮刮去表面氧化膜，观察凝固过程中试样表面形貌的变化。含气量多时，会有小气泡冒出。比较精炼前后凝固试样表面情况，有无小泡冒出，即可判断净化效果。一旦冒泡，说明净化效果差，需重新精炼。凝固后，敲开试样断口，如出现白点，则是含气断口。白点有两种：一种呈圆点状，面积不大，彼此不相连，孔穴壁光滑，呈球形，这就是点状针孔的孔穴；另一种呈片状，面积较大，有时连成一片，看不出明显的孔穴，呈棉絮状，这是由网状针孔所形成。根据断口中有无白点及白点形态、数量多少，很容易判断净化效果。

2）氧化夹杂检测 第一类氧化夹杂（熔炼时产生的）可用污染度测定法，即将常压凝固试样热轧成厚 20～30 mm 的圆饼，热轧时，氧化夹杂沿变形方向移动而被压扁，集中铺开在和压力垂直的平面上，面积扩大，然后沿变形方向打开断口，测得断口上氧化皮的面积，作为判断氧化夹杂含量的尺度。

第二类氧化夹杂太小，不能采用污染度测定法，只能用化学分析方法：溴-甲醇法，或定量金相的方法来测定。

1.7.2 铝合金的变质处理

变质处理是常用的组织控制手段，在合金成分、冷却速度、凝固时外加力场不变的条件下，在铝液中加入少量添加剂，使金相组织发生明显变化，获得理想的合金组织。

(1) 晶粒细化处理

晶粒细化处理包括初生α(Al)晶粒细化和初生 Si 的细化。

常见的初生α(Al)晶粒细化剂有钛、硼、锆、铌及稀土金属等，以中间合金或盐类形式加入铝液中，可生成 $TiAl_3$、AlB_2、TiB_2、TiC、B_4C、$ZrAl_3$ 等反应产物，这些产物均能起到非均质形核的作用。

细化剂的加入量和合金种类、成分、加入方法、熔炼温度，浇注时间等有关，以固溶体型合金 ZL201 为例，以 Al-Ti、Al-B 中间合金形式加入的最佳量分别为 w（Ti）= 0.10%～0.30%，w（B）= 0.02%～0.04%。加入量过大或熔炼、浇注时间过长时，$TiAl_3$ 逐渐聚集，由于其密度为 3.7 g/cm^3，比铝液大，因此积聚在熔池底部，丧失细化能力，产生衰退现象。

细化剂的加入温度取决于中间合金的熔点成分，一般在 800～950℃之间，使用盐类细化剂时要选择合适的温度并辅之以搅拌，使反应完全，提高钛、硼、锆的收得率，又不致使合金液过热。

过共晶铝硅合金组织中存在着大块多边形及板片状共晶硅，力学性能差，含硅量越高，初晶硅越多，初晶硅的细化处理就越重要。

最早用的细化剂是赤磷，加入量为合金质量的 0.1%～0.5%。赤磷虽有较好的细化作用，但由于燃点低，只有 240℃，细化处理时，激烈燃烧，产生大量有毒的 P_2O_5 烟雾，污染环境。赤磷不能加热干燥，储运也不安全，已逐渐被淘汰。

含铜的活塞合金，常用磷铜变质，磷铜的成分为：w（P）= 8%～10%，余为铜，熔点 720～800℃，低于变质温

度，能很快溶入铝液中，磷的收得率高，加入量占合金质量的1%左右。

对于不含铜或含铜量低的活塞合金只能采用含赤磷粉的多元变质剂，如 NaCl + KCl + P、K_2TiF_6 + K_2ZrF_6 + P 等，这些多元变质剂既可以起到缓冲剂的作用，又可以辅助精炼。这些一般要根据过共晶铝硅合金不同的含硅量，通过试验，确定上述组成物的最佳配比。

另外有些含磷化合物也可以用作细化剂，如（质量分数）$PNCl_2$ + $NaPO_3$80% + $V_2O_5$10% + $Al_2O_5$10%等，$PNCl_2$ 因本身结构的不同，有白色小晶体和橡胶状两种，加入铝液后，反应很快，在液面轻微燃烧，细化效果较好，熔渣不多。

过共晶硅的细化处理时要注意以下几点。①要确定最佳的含磷量，低于最佳值，则细化不足；过量时会产生"过变质"，使初晶硅粗化。②是要保证较高的变质温度，由于AlP的熔点高于1 000℃，处理温度过低，AlP在铝液中凝聚成团，随温度下降逐渐失去细化作用，处理温度一般高于合金液相120～150℃。但处理温度过高，将增加气体和夹杂物含量。③要注意浇注时间，经细化处理的铝液在800～900℃高温下长期保温，细化效果会因AlP逐渐聚集而衰退。

（2）共晶硅的变质处理

自1921年发现金属钠对 Al－Si 共晶合金的共晶组织有变质作用，能明显提高合金的力学性能，尤其是伸长率以来，变质处理即成为含 w（Si）＝6%～13%的合金砂型铸造、熔模铸造及金属型铸造的必要工序。

在生产中应用最广泛的变质剂由钠盐和钾盐混合而成，变质剂种类繁多。常用的几种变质剂成分及特征列于表2.3-18中。

表2.3-18　铝硅合金常用变质剂成分及特征

变质剂名称	组成物（质量分数）/%				熔点/℃	配置方法	变质温度/℃
	NaF	NaCl	KCl	Na_2AlF_6			
二元	67	33	—	—	810～830	机械混合	900～910
三元（1）	25	62	13	—	≈606	重熔后冷凝	720～740
三元（2）	45	40	15	—	730～750	机械混合	740～760
通用一号	60	25	—	15	≈750	机械混合	800～810
通用二号	40	45	—	15	≈700	机械混合	750～780
通用三号	30	50	10	10	≈650	机械混合	710～750

在变质剂的四种组成物中，只有NaF在变质温度下能与铝液反应分解出钠元素，起变质作用

$$6NaF + Al \rightarrow Na_2AlF_6 + 4Na \qquad (2.3\text{-}13)$$

NaCl的价格便宜，来源广，和NaF相似也有钠离子 Na^+，但在变质温度下氯离子 Cl^- 的酸度比氟离子 F^- 的酸度小，不能生成稳定的络合物 Na_2AlF_6。同理，KCl虽有变质元素钾的离子 K^+，也不能与铝液反应分解出钾元素，起变质作用。NaCl和KCl的作用是和高熔点的NaF组成混合盐，大大降低熔点，使变质剂在变质温度下处于熔融状态，有利于反应式（2.3-13）的进行，加快反应速度，提高变质效果。同时，液态变质剂能在铝液表面形成覆盖层，对铝液起保护作用，减少氧化、吸气。NaCl、KCl称为稀释剂或助熔剂。

Na_2AlF_6 加入后，变质剂还有良好的精炼能力，称通用变质剂，适用重要的铝铸件。

钠盐变质虽有许多优点，但也存在许多缺点，如腐蚀铁质坩埚，变质有效时间短，易产生气孔等。故锶、锑、稀土等其他变质方法目前也逐渐大量推广使用。

（3）变质处理工艺要点及变质效果检测

变质处理工艺要点主要有变质温度、变质时间、变质剂用量和操作方法。

1）温度　变质温度过高，增加铝液氧化、吸气，变质效果衰退快，合金易渗铁；温度过低，变质反应慢，钠的收得率低，浪费变质剂，变质效果差。在生产中，变质温度通常稍高于浇注温度。

2）时间　变质温度越高，铝液和变质剂反应速度越快，所需变质时间也越短。当采用"压盐"或"切盐"法时，变质时间由两部分时间组成：覆盖时间一般为10～12 min，"压盐"或"切盐"时间3～5 min。如变质温度高，变质剂结壳好，甚至已被熔化，则取时间的下限。采用"搅拌"法时，搅拌的时间就是变质的时间。由于变质剂完全混入铝液中，接触面积大，反应完全，因此时间可以进一步缩短。

3）用量　当铝液中含有 w（Na）＝0.01%，就能使 Al－Si共晶合金完全变质，得到纤维状的共晶硅，则熔炼100 kg的 Al－Si 共晶合金只需要0.018 kg Na中的钠，如采用通用二号变质剂时，0.043 kg就已足够。为了覆盖铝液并考虑到NaF不可能全部分解，加入量一般为 w（NaF）＝1.0%～3.0%。对于硅含量低、坩埚的高径比大或金属型铸件可取下限，反之则取上限。

4）操作方法　精炼后，扒去氧化皮和熔渣，均匀地撒上一层粉状变质剂，并在规定的变质温度下保持足够的时间。和铝液接触的一层变质剂先发生反应，接着反应产物 AlF_3 和下一层NaF反应

$$3NaF + AlF_3 \rightarrow Na_2AlF_6 \qquad (2.3\text{-}14)$$

Na_2AlF_6 的熔点高达992℃，在反应界面上将形成固化的 Na_2AlF_6，阻止了铝液和NaF继续反应。因此，覆盖时间再长，也达不到正常变质的效果，必须把已结壳或熔化的变质剂压入铝液中，使铝液和NaF完全接触，反应充分进行，得到正常的变质组织。

采用"压盐"法时，用压瓢把变质剂压入液面下100～150 mm处，经3～5 min后，即可取样检验变质效果是否良好。

采用"切盐"法时，先把液面结壳的变质剂切成碎块，然后把碎块用压瓢一起压入铝液中，经3～5 min后取样检验变质效果。

采用搅拌法时，一边撒变质剂，一边进行搅拌，直至出现变质效果为止。此法变质速度快，铝液净化效果好，但劳动强度大，镁的熔耗大，容易引起熔剂夹渣。

变质处理后，变质效果可从以下几方面进行检查。

1）观察断口　变质后即可在耐火砖制成的型腔中浇注（ϕ50～ϕ60）mm×（10～15）mm的工艺试样，变质不足时，断口晶粒粗大，发亮的硅晶粒清晰可数，整个断口呈暗灰色。正常变质断口，晶粒极细，没有硅亮点，断口成银白色，断口边缘出现发亮的剪切唇，宽度越大，变质效果越

好，伸长率越高。过变质断口，晶粒粗，呈青灰色，显微镜观察磨片，有过变质带出现。

2）花纹鉴别法　同上述浇注工艺试样，变质前表面光亮，变质后表面由 Na_2O 膜组成，分布着 Na_2O 膜破裂后形成的花纹，颜色发暗，花纹越粗，分枝越发达，变质越完全。此法鉴别迅速、简便，但不易区分过变质。

3）热分析法　变质前后测出合金热分析曲线，变质后共晶平台温度下降值与合金成分、冷却速度、变质元素、加入量及变质时间有关。

4）电阻率法　变质前共晶硅呈粗大板片状，隔断铝基体的通道，铝是良导体，硅是半导体，故合金的电阻大；变质后，共晶硅呈纤维状，增加铝基体的通道，合金的电阻变小；过变质时，出现过变质带，电阻又将回升。因此利用高灵敏度的电阻仪，将试样冷却至室温时即可测定。由于试样只能空冷，不能水冷，以免影响组织，因而测定速度慢。

1.7.3　铸造铝合金的典型熔炼工艺

1）ZL104 合金　300 kg 以下熔化量在电阻坩埚炉中熔炼，先按牌号要求进行配料，算出炉料、熔剂数量，熔炼工具清理干净并预热。用新坩埚时，先空炉加热到 600～700℃，呈暗红色，保持 30～60 min，烧去铁坩埚内壁的水分及可燃杂质，然后冷却至 200℃左右，喷上涂料。

熔炼工具的涂料层要薄，即使有剥落，也可以补涂。如涂得太厚，则受急冷急热时，涂料剥落后落入铝液中，成为夹渣。

坩埚喷好涂料后，升温至 500～600℃，呈暗红色时，开始装料。炉料预热温度为 300～400℃，预热温度越高，熔化速度越快，但温度过高，会使炉料失去强度，装料不便。严禁把冷料直接加入铝液中，否则会使铝液飞溅甚至爆炸。

传统的加料次序是先加熔点较低的回炉料、Al－Si 合金锭，再加熔点较高的铝锭、Al－Mn 中间合金，待全部炉料熔清后，再加回炉料将温度降至 680～700℃，加入镁锭，搅拌均匀后，即可进行精炼、变质，炉前质量检测合格后，浇注试棒，浇注铸件。

近年来推荐直接加硅、加锰，具有一定的优点。加料次序改为先投铝锭，升温至 700～730℃，把预热至 600～700℃的结晶硅或电解锰直接加入铝液中，同时吹氮精炼，搅拌铝液，加速结晶硅、电解锰的熔化。全部熔清后，用回炉料降温后加镁，搅拌均匀后即可进行变质。

2）ZL201 合金　熔炼 ZL201 合金的工艺要点是：严格控制化学成分和杂质含量，防止产生铁偏析、沉底。

为此应使用纯度较高的铝锭，回炉料质量分数不能超过 60%，配料时要掌握准确的各元素的熔耗率，并验算铁、硅含量。熔炼时加强搅拌，尽量采用感应电炉熔炼。尽量缩短搅拌后到浇注铸件时的保温时间，不要超过 20～30 min。

ZL201 合金对杂质铁、硅很敏感，最好用石墨坩埚，投料前要清理干净、预热。铜、锰、钛分别以 Al－Cu、Al－Mn、Al－Ti 中间合金形式加入。

为了获得成分准确、冶金质量高的合金，常用二次熔炼法，先熔制预制合金锭，第二次快速熔化，调整成分后即进行浇注。在熔炼工艺成熟，能准确控制合金成分，保证合金质量的条件下，可以省去预制合金锭。

3）ZL301 合金　ZL301 合金熔炼工艺的要点是：含镁量高，极易氧化，液面全部由 MgO 组成，对铝液没有保护作用，因此必须在以光卤石（质量分数：$MgCl_2$ 40%～60%，KCl 60%～40%）为主的熔剂覆盖下熔炼，微量的铁、硅、钠均明显降低合金的力学性能，因此除加料时严格控制外，还不允许过热，熔炼温度不得超过 700℃，以防渗铁，不能使用含钠离子的熔剂，以防渗钠，不允许投入粘有型砂的炉料，以防渗硅，不宜在不易控制炉温的焦炭炉中熔炼，也不宜在感应炉内熔炼，以防铝液剧烈翻滚，大量氧化、吸气。

加料次序为：先在暗红色的坩埚内撒入经预熔脱水的光卤石，然后加入预热的回炉料及铝锭，化清后加入 Al－Ti 中间合金，再在 670～690℃时加入镁锭，经精炼合格后，撒入 CaF_2 或 Na_2SiF_6 粉起辅助精炼作用，稠化熔渣。浇注时把熔渣撇在一边，用茶壶包舀取铝液。

对重要的铸件，常进行二次熔炼和用 K_2ZrF_6 进行变质，K_2ZrF_6 的反应产物有辅助精炼作用，可细化晶粒。

2　铸造铜合金及其熔炼

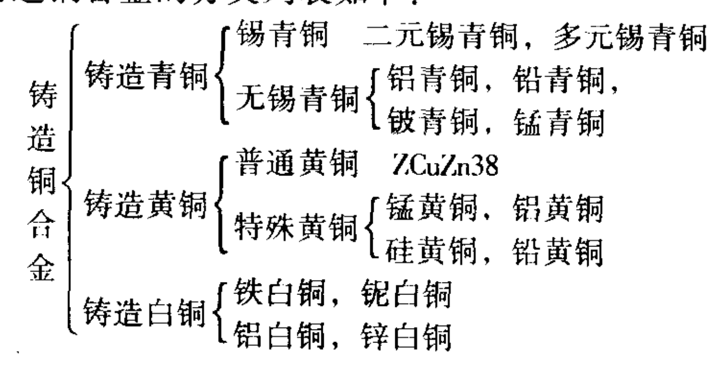
铸造铜合金是现代工业中广泛应用的重要材料之一。铜合金具有较高的力学性能和耐磨性能，很高的导热性和导电性。铜合金的电极电位高，在大气、海水、盐酸、磷酸溶液中均有良好的抗蚀性，因此常用作船舰、化工机械、电工仪表中的重要零件，例如轴承、轴瓦、舰船上的螺旋桨、化工设备中的阀体及换热器等。

2.1　铸造铜合金的分类及牌号

2.1.1　铸造铜合金的分类

铸造铜合金可分为铸造青铜、铸造黄铜和铸造白铜。不以锌和镍为主加元素的统称为青铜，按主加元素不同又分为锡青铜、铝青铜、铅青铜、铍青铜等，为了区别起见，把锡作为主要添加元素的称为锡青铜，而把其他青铜称为无锡青铜；以锌为主加元素的称为黄铜，按第二种合金元素的不同分为锰黄铜、铝黄铜、硅黄铜、铅黄铜等，习惯上把铜锌二元合金称为普通黄铜，把多元合金称为特殊黄铜；以镍为主加元素的称为白铜，按第二种合金元素的不同分为铁白铜、铌白铜、铝白铜、锌白铜等。

铸造铜合金的分类列表如下：



2.1.2　铸造铜合金的牌号

主要的铜合金分类及牌号见表 2.3-19 所示。

表 2.3-19　铸造铜合金的分类及牌号

类　别	名　称	牌　号	标　准
铸造青铜	铸造锡青铜	ZCuSn3Zn8Pb6Ni1 ZCuSn3Zn11Pb4 ZCuSn5Pb5Zn5 ZCuSn10P1 ZCuSn10Zn2	GB/T 1176—1987

续表 2.3-19

类　别	名　称	牌　　号	标　　准
铸造青铜	铸造锡青铜	ZCuSn10Pb5	GB/T 1176—1987
		ZCuSn6Zn6Pb3	CB883—1983
	铸造铝青铜	ZCuAl8Mn13Fe3Ni2 ZCuAl9Mn2 ZCuAl9Fe4Ni4Mn2 ZCuAl10Fe3 ZCuAl10Fe3Mn2 ZCuAl8Mn13Fe3	GB/T 1176—1987
		ZCuAl10Fe4Ni4	QJ171—1979
		ZCuAl7Mn13Zn4Fe3Sn1	CB833—1983
	铸造铅青铜	ZCuPb10Sn10 ZCuPb15Sn8 ZCuPb17Sn4Zn4 ZCuPb20Sn5 ZCuPb30	GB/T 1176—1987
		ZCuPb12Sn8 ZCuPb25Sn5	JB/T 2121—1977
	铸造铍青铜	ZCuBe0.6Co2.5 ZCuBe0.6Ni2 ZCuBe2 ZCuBe2.4	—
		ZCuBe1Al8Fe1Co1	CB818—1984
	铸造硅青铜	ZCuSi3Mn1	—
	锰青铜	ZCuMn8	—
	铬青铜	ZCuCr1	—
铸造黄铜	铸造普通黄铜	ZCuZn38	GB/T 1176—1987
	铸造铅黄铜	ZCuZn40Pb2 ZCuZn33Pb2	
	铸造硅黄铜	ZCuZn16Si4	
	铸造锰黄铜	ZCuZn38Mn2Pb2 ZCuZn40Mn2 ZCuZn40Mn3Fe1	
	铸造铝黄铜	ZCuZn24Al5Fe2Mn2	CB818—80
		ZCuZn25Al6Fe3Mn3 ZCuZn26Al4Fe3Mn3 ZCuZn31Al2 ZCuZn35Al2Mn2Fe1	GB/T 1176—1987
铸造白铜	铸造铁白铜	ZCuNi10Fe	—
	铸造铌白铜	ZCuNi30Nb1Fe	
	铸造铝白铜	ZCuNi15Al11Fe1	
	铸造锌白铜	ZCuNi20Sn4Zn5Pb4 ZCuNi25Sn5Zn2Pb2	

2.2　铸造锡青铜

2.2.1　二元锡青铜的组织与性能

（1）二元锡青铜的组织

图2.3-30为Cu－Sn二元相图，在富铜部分存在α、β、γ、δ几个相，其中α相是锡溶于纯铜中的置换型固溶体，面心立方晶格，故保留纯铜的良好塑性，容易冷、热变形。β相是以电子化合物Cu_5Sn为基的固溶体，体心立方晶格，在高温下塑性很好，可热变形。β相在586℃发生β→（α+γ）的共析反应，其中γ在520℃再次发生γ→（α+δ）的共析反应，所以β相只在高温时出现。室温下以（α+δ）共析体形式存在。

γ相是以电子化合物Cu_3Sn为基的固溶体，具有体心立方结构，也只在高温时存在。δ相是以电子化合物$Cu_{31}Sn_8$

为基的固溶体，复杂立方晶格，常温下存在，硬而脆。虽然相图上表明在 350℃时有 δ→α+ε 的共析反应，但实际上由于温度低，Cu、Sn 原子扩散困难，这一反应在铸造条件下不能进行。在铸造条件下出现的是 α+（α+δ）。由于锡的原子直径比铜的原子直径大得多（约大 20%），锡原子在铜中的扩散速度极慢，在铸造条件下，由于非平衡凝固的结果，α 相区将随冷却速度的增加而急剧减小，通常在含 w（Sn）=5%～7%时就出现（α+δ）共析体。铜锡合金的结晶温度范围较大，α 相常呈枝晶状，并发生枝晶偏析。图 2.3-31 为 ZCuSn10Zn2 的显微组织，由于 Zn 在 Cu－Sn 合金中不产生新相，故图 2.3-31 表示了典型的二元锡青铜的组织，图中轮廓清晰的多角形状为（α+δ）共析体。

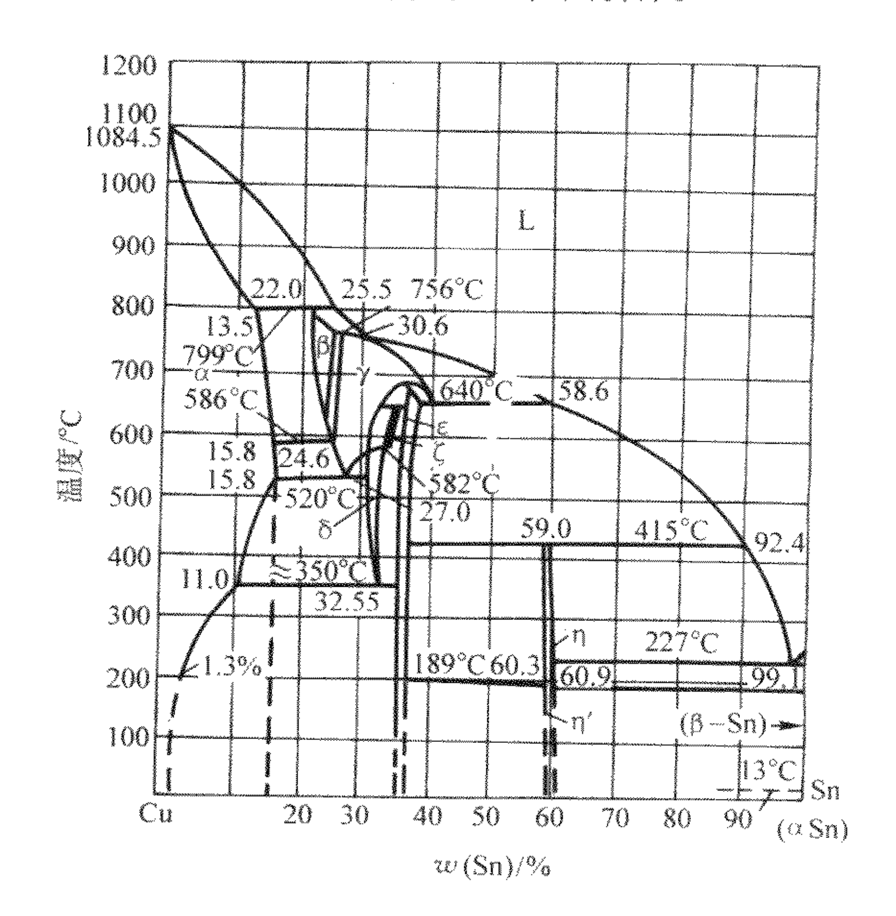


图 2.3-30　Cu－Sn 二元相图

（2）二元锡青铜的性能

1）力学性能　Cu－Sn 二元合金的力学性能取决于组织中（α+δ）共析体所占的比例，即含锡量及冷却速度决定合金的力学性能，锡对锡青铜力学性能的影响见图 2.3-32。锡含量较少时，锡含量的增加使强度和塑性增大。锡的质量分数大于 6%～7%后，合金中出现硬脆的 δ 相，塑性急剧下

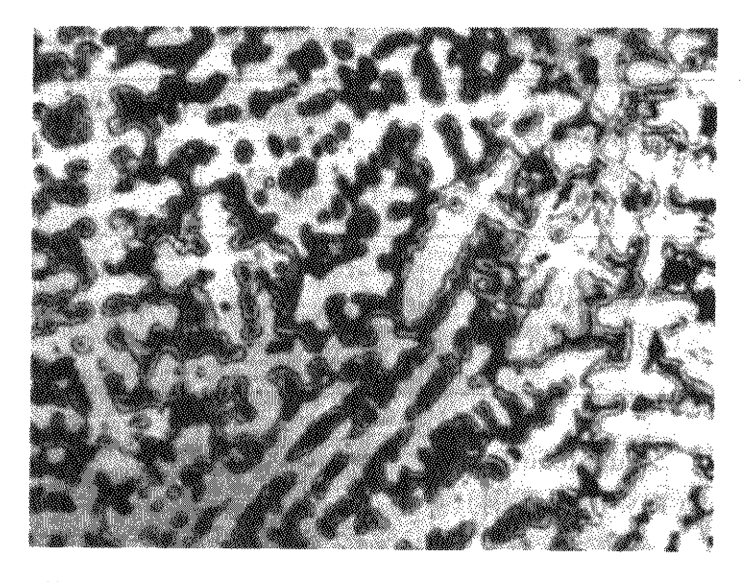


图 2.3-31　ZCuSn10Zn2 合金的显微组积　×100

降。但强度继续增高。当 w（Sn）=20%后，大量的 δ 相使强度显著下降，合金变得硬而脆，无使用价值。含 w（Sn）=7%～10%之间的合金具有最佳的综合力学性能。

2）铸造性能　锡青铜的结晶温度范围很宽，凝固速度较慢时容易形成缩松，这是导致锡青铜铸件渗漏的主要原因。但是分布均匀的显微缩松能储存润滑油，对于耐磨零件是有利的。

锡青铜呈糊状凝固，枝晶发达，很快就在铸件内形成晶体骨架，开始了线收缩，此时凝固层较薄，高温强度又低，因此铸件容易发生热裂。反偏析是锡青铜铸件中常见的缺陷，铸件表面会渗出灰白色颗粒状的富锡分泌物，俗称“冒锡汗”。

“锡汗”中富集 δ 相，造成铸件内外成分不均匀，降低合金力学性能，而且使组织更加疏松，引起渗漏，同时，表面富集坚硬的 δ 相，恶化切削加工性能，加工后的表面会出现灰白色斑点，影响表面质量。反偏析层一般有 5 mm 左右，严重时可深入表皮下 25～30 mm。凝固速度越慢，反偏析越严重。

出现反偏析的原因是锡青铜的结晶温度范围宽，枝晶发达，低熔点的富锡 δ 相被包围在 α 枝晶间隙中，此时氢的溶解度因温度下降而急剧降低，呈气泡形式析出，产生背压，把富锡熔体推向枝晶间隙中心。而在凝固后期，铸件从内到外仍存在着大量的显微通道，在氢气泡形成的背压和固态收缩力内外力共同作用下，迫使富锡熔体沿 α 枝晶间的显微通道向铸件表面渗出，堆积在铸件表面。

表 2.3-20　常用铸造青铜的牌号、成分、力学性能及用途（摘自 GB/T 1176—1987）

类别	合金牌号（合金名称）	化学成分（质量分数）/%			铸造方法	力学性能			用途举例
		主添加元素	其他			σ_b /MPa	δ/%	HBW	
铸造锡青铜	ZCuSn3Zn8Pb6Ni1（3－7－5－1 锡青铜）	Sn2.0～4.0	Zn6.0～9.0 Pb4.0～7.0 Ni0.5～1.5	Cu 余量	S J	175 215	8 10	590 685	在各种液体燃料、海水、淡水和蒸汽（<225℃）中工作的零件、压力小于 2.5 MPa 的阀门和管配件
	ZCuSn3Zn11Pb4（3－12－5 锡青铜）	Sn2.0～4.0	Zn9.0～13.0 Pb3.0～6.0	Cu 余量	S J	175 215	8 10	590 590	海水、淡水和蒸汽中、压力小于 2.5 MPa 的阀门和管配件
	ZCuSn5Pb5Zn5（5－5－5 锡青铜）	Sn4.0～6.0	Zn4.0～6.0 Pb4.0～6.0	Cu 余量	S J	200 200	13 13	590 590	在较高负荷、中等滑动速度下工作的耐磨、耐腐蚀件，如轴瓦、离合器、蜗轮等
	ZCuSn10P1（10－1 锡青铜）	Sn9.0～11.5	P0.5～1.0	Cu 余量	S J	220 310	3 2	785 885	在高负荷、高滑动速度下工作的耐磨零件，如连杆、轴瓦、衬套、蜗轮、齿轮等
	ZCuSn10Pb5（10－5 锡青铜）	Sn9.0～11.0	Pb4.0～6.0	Cu 余量	S J	195 245	10 10	685 685	结构材料、耐蚀、耐酸的配件以及破碎机衬套、轴瓦

续表 2.3-20

类别	合金牌号（合金名称）	化学成分（质量分数）/%			铸造方法	力学性能			用途举例
		主添加元素	其他			σ_b /MPa	δ/%	HBW	
铸造锡青铜	ZCuSn10Zn2（10-2锡青铜）	Sn9.0~11.0	Zn1.0~3.0	Cu余量	S J	240 245	12 6	685 785	在中、高负荷和小滑动速度下工作的重要管配件，如阀、齿轮、叶轮和蜗轮等
铸造铅青铜	ZCuPb10Sn10（10-10铅青铜）	Pb8.0~11.0	Sn9.0~11.0	Cu余量	S J	180 220	7 5	635 685	表面压力高、又存在侧压的滑动轴承、轧辊用轴承以及内燃机的栓双属轴瓦等
铸造铅青铜	ZCuPb15Sn8（15-8铅青铜）	Pb13.0~17.0	Sn7.0~9.0	Cu余量	S J	170 200	5 6	590 635	表面压力高、又存在侧压的滑动轴、承冷轧机的铜冷却管、内燃机的栓双属轴瓦、活塞、销套等
铸造铅青铜	ZCuPb17Sn4Zn4（17-4-4铅青铜）	Pb14.0~20.0	Sn3.5~5.0 Zn2.0~6.0	Cu余量	S J	150 175	5 7	540 590	一般耐磨件、高滑动速度的轴承等
铸造铅青铜	ZCuPb20Sn5（20-5铅青铜）	Pb18.0~23.0	Sn4.0~6.0	Cu余量	S J	150 150	5 6	440 540	高滑动速度的轴承、抗腐蚀零件，负荷达70 MPa的活塞、销套等
铸造铅青铜	ZCuPb30（30铅青铜）	Pb27.0~33.0	Cu余量		J	—	—	245	高滑动速度的双金属轴瓦、减摩零件等
铸造铝青铜	ZCuAl8Mn13Fe3（8-13-3铝青铜）	Al7.0~9.0	Mn1.0~1.5	Cu余量	S J	600 650	15 10	1 570 1 665	重型机械用轴承以及只要求强度高、耐磨、耐压零件，衬套、法兰、阀体、泵体等
铸造铝青铜	ZCuAl8Mn13Fe3Ni2（8-13-3-2铝青铜）	Al7.0~8.5	Ni1.8~2.5 Fe2.5~4.0 Mn11.5~14.0	Cu余量	S J	645 670	20 18	1 570 1 665	要求强度高耐蚀的重要铸件，如船舶螺旋桨、高压阀体，以及耐压、耐磨零件，如蜗轮、齿轮等
铸造铝青铜	ZCuAl9Mn2（9-2铝青铜）	Al8.0~10.0	Mn1.5~2.5	Cu余量	S J	390 440	20 20	835 930	管路配件和要求不太高的耐磨件
铸造铝青铜	ZCuAl10Fe3（10-3铝青铜）	Al8.5~11.0	Fe2.0~4.0	Cu余量	S J	490 540	13 15	980 1 080	要求强度高，耐磨耐蚀的重要铸件，如衬套、齿轮、250℃以下工作的管配件

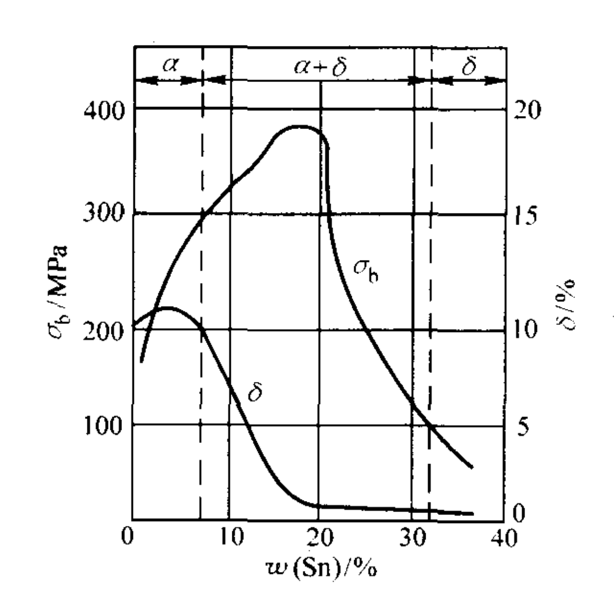


图 2.3-32 锡对锡青铜力学性能的影响

锡青铜中的主加元素锡不易氧化，不易蒸发，因此在各类青铜中锡青铜的氧化倾向小，熔炼工艺较简单，不需要设置复杂的挡渣系统，不用底注的浇注系统，一般采用雨淋式浇口，对于形状不复杂的中、小件，可用简单的压边浇口，缩松补偿部分体收缩，可不用专用冒口。

锡青铜的线收缩率约为1.2%~1.6%，是铜合金中最小的，所以铸造内应力小，冷裂倾向小，适用于铸造形状复杂的铸件或艺术铸造。

3）耐磨性能　由于锡青铜组织中共析体（α+δ）均匀分布在塑性好的α固溶体树枝晶间隙中，从而构成了以坚硬的δ相质点均匀分布在塑性好的α基体上的比较理想的耐磨组织。因而锡青铜是很好的耐磨材料，被广泛地用来制造轴承、轴套、齿轮、蜗轮等耐磨零件。

选择合适的含锡量对提高锡青铜的耐磨性能具有重要意义。如果含锡量过低，则作为硬质点的δ相数量较少，因而合金不耐磨；如果含锡量过高，则铸件的脆性大，硬度高，因而导致摩擦因数增大、摩擦时容易开裂和刮轴。另外含锡量过高，铸件成本也相应增高。所以锡青铜的含锡量一般选择在 w（Sn）=7%~10%。

其次，在选择合适含锡量的时候，必须考虑到铸件冷却速度的影响。如果铸件冷却速度快，则共析体数量在含锡量不变的情况下会增加，因而合金的含锡量可以相应选择低一些，如果铸件冷却速度较慢，则含锡量应选择稍高一些。

采用合金化是提高锡青铜耐磨性能的重要途径，通常加入少量的磷或铅来提高锡青铜的耐磨性能。

4）耐腐蚀性能　锡青铜具有良好的耐腐蚀性能，特别是在大气、蒸汽、海水及碱性水溶液中的抗腐蚀能力更高，其主要原因是在锡青铜组织中的α相和δ相具有相近的电极电位，微电池作用极弱；其次因为锡青铜在大气中，表面形成一层致密的 SnO_2 薄膜，覆盖在锡青铜的表面，从而进一步提高了锡青铜耐化学腐蚀能力，而且含锡量越高，SnO_2

薄膜越厚，越致密，耐蚀性越好。

另外，应该指出，锡青铜的铸造表面比加工后的表面更耐腐蚀，其原因是铸件表面有一层激冷层"硬皮"，组织致密，能有效地阻止腐蚀介质渗入。而加工后使表层下的疏松，显微孔隙暴露出来，腐蚀介质就容易渗入铸件内部，从而加快了腐蚀速度。因此，应当尽可能保留铸造表面，或采用减少加工余量的方法，使铸件表面保留一定厚度的激冷层。这样既有利于提高锡青铜的耐腐蚀性能，也有利于获得良好的耐水压性能。锡青铜铸件的加工余量一般取 1.5 ~ 2.5 mm 为宜。

必须指出，锡青铜在盐酸和氨水中极不稳定。因此在这些介质中工作的零件最好不用锡青铜来制造。

2.2.2 合金元素在锡青铜中的作用

二元锡青铜由于在铸造性能和使用性能上的某些不足，且成本高，故在生产中几乎不采用。通常使用的是加入某些合金元素组成的多元低锡青铜合金，以改善性能和降低成本。

（1）磷及锡磷青铜

磷加入锡青铜中主要是起脱氧、改善铸造性能和提高耐磨性作用。

磷是铜合金优良的脱氧剂，但作为脱氧剂所加入的磷，加入量仅为 w（P）= 0.03% ~ 0.06%，当加入量较高时，即成为锡磷青铜。

磷在 α 铜中的溶解度非常小，当 w（P）> 0.2%（铸态条件下 w（P）> 1%）时，就会出现硬而脆的化合物 Cu_3P，通常在铸造锡青铜中，它常以（$\alpha + Cu_3P$）二元共晶存在于组织中，由于它比（$\alpha + \delta$）更加坚硬，从而大大地提高了锡青铜的耐磨性。

ZCuSn10P1 是常用的典型锡磷青铜，又称磷青铜，因含磷较高，在组织中（$\alpha + Cu_3P$）二元共晶较多，所以硬度和耐磨性能都很高，常用来制造在重载荷、高速度和较高温度下，受强烈摩擦的零件。

（2）锌及锡锌青铜

锌的主要作用是缩小锡青铜的凝固温度范围，提高合金的充型能力和补缩能力，减轻锡青铜产生的缩松倾向，提高锡青铜的耐水压性能。

锌可以有效地减小锡青铜的凝固温度区间，提高组织致密性，当锌的加入量不高时，锌能全部溶入 α 固溶体中，不产生新相，由于锌的固溶强化作用，可提高锡青铜的力学性能。在锡青铜中，锌对组织的影响与锡相似，但锌的作用比锡小，w（Zn）= 2% 的作用相当于 w（Sn）= 1% 的作用，及锌的锡当量为 0.5%。故可用锌取代一部分锡，既可改善铸造性能，又可降低成本。

由于锌的蒸气压较大，加入锌有除气的作用，降低合金产生气孔的倾向。

ZCuSn10Zn2 是常用的三元锡锌青铜，具有很好的耐磨性能和力学性能，可用作在中等载荷和转速下工作的耐磨零件，但不易在高速滑动或润滑不良的情况下工作，工作温度一般不高于 120℃。

（3）铅的作用及锡锌铅青铜和铅青铜

铅的主要作用是提高耐磨性能，提高耐水压性能。铅的硬度很低，在铜中既不形成固溶体、也不组成新的化合物，而是以独立相的形态存在。当铅以细小分散的颗粒均匀分布于树枝晶间时，具有很好的自润滑作用，能降低锡青铜的摩擦系数，因此，在常用的耐磨锡青铜中一般都含有 w（Pb）= 3% ~ 5%。

铅的熔点低（327℃），在凝固过程的最后阶段以富铅溶液填补在枝晶间的孔隙中，使枝晶间显微缩孔体积大为减少，因而有利于耐水压性能的提高。

为了发挥锌和铅对锡青铜的有利作用，常将铅与锌同时加入，得到工业上常用的 ZCuSn5Pb5Zn5 等牌号的锡锌铅青铜。该合金的组织较致密，铸造性能较好，适于砂型铸造某些船用阀体、泵体等耐压零件等，可作为某些在 1 MPa 下工作的蒸汽和水管配件。

铅青铜是很有价值的耐磨材料，由于多数铅青铜都含有 w（Sn）2% ~ 10%，因而曾被称作"高铅锡青铜"，实际上它们是属于多元铅青铜。

常用的二元铅青铜牌号为 ZCuPb30。铅不溶于铜中，是以孤立状态分布在铜基体中，软的铅质点在摩擦受力时起着润滑作用，所以铅青铜具有很小的摩擦因数和很高的耐磨性能，它的疲劳强度也很高，因此，铅青铜被广泛用来制造高压力和高速运转，并受冲击的条件下工作的重要轴套。它的导热性较高（比锡青铜高 4 倍），不易因摩擦生热而与轴颈粘连一起，工作温度允许高达 300℃。

铅青铜存在二大问题：一是密度偏析严重；二是力学性能很低。

铅铜合金在凝固时，于 975℃ 开始先析出富铜晶体（Cu），在 955℃ 发生偏晶反应，从液相 L_1 中析出富铜晶体，其余液相变为富铅的液相 L_2（见图 2.3-33），富铅液相 L_2 从 954℃ 要到 326℃ 时才凝固，在很大的温度范围内处于液态。由于富铅液相 L_2 的密度显著大于富铜晶体，因而在富铜晶体之间尚未形成固定的骨架时，很容易发生密度偏析。快速冷却和加入少量的镍、锡、锰等合金元素形成骨架以阻止铅的偏析。

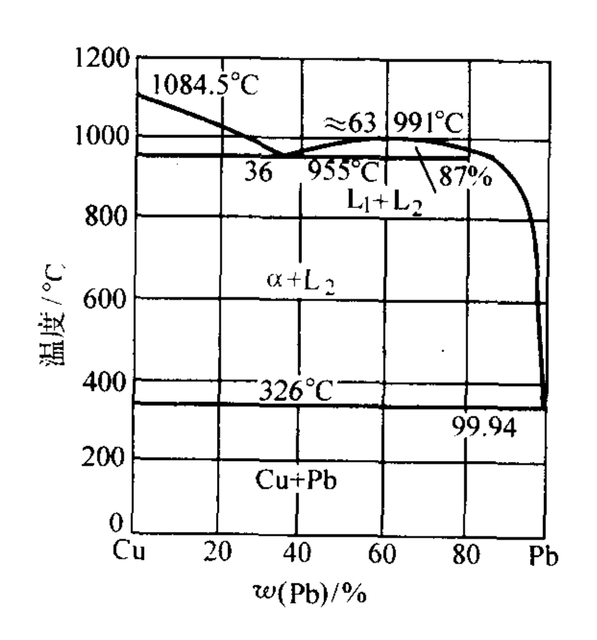


图 2.3-33　Cu - Pb 二元相图

（4）镍的作用及锡锌铅镍青铜

锡青铜中加入少量的镍，能使晶粒细化，提高锡青铜的力学性能、耐腐蚀性能和热稳定性。镍能无限溶于 α 固溶体内，促使 α 树枝状晶体的发达，因而加入微量的镍可以减轻锡青铜中铅的偏析，使铅的质点分布均匀，有利于锡青铜耐磨性能的提高。

常用的含镍锡青铜牌号为 ZCuSn3Zn8Pb6Ni1。这种合金的耐磨性能较差，一般不作耐磨零件使用。但它的耐腐蚀性能很好，可以用在流动的海水中工作。因含锌和铅的量较高，所以这种合金的组织致密性较高，耐水压性能较好。因此，多用于制造承受高气压的蒸汽或在海水中工作的大型阀体或管配件。

2.2.3 锡青铜中的有害元素

掌握各种杂质对锡青铜性能的影响，对提高铸件质量和降低废品率是很重要的，而且锡青铜对杂质很敏感，有些杂质甚至含量极微，也会引起合金性能极大的恶化。

对锡青铜有害的杂质有：铝、硅、镁、铋、硫、铁…等。下面分别简述其有害影响。

1）铝、硅、镁的影响　铝、硅、镁都是锡青铜中极为

有害的杂质，都极易氧化，在熔炼和浇注过程中形成细小难熔的氧化物。这些氧化物高度弥散地分布在铜液中，很难排除。结果，不仅降低了合金的流动性，而且在凝固后期阻塞枝晶间的补缩通道，降低合金的致密性，降低合金的力学性能。因此，锡青铜中的铝、硅、镁的质量分数应控制在0.02%以下，对要求不高的一般铸件可允许达0.05%。

2）铋的影响　铋能与铜形成脆性的易熔共晶，熔点很低（270℃），凝固后以网状沿晶界分布，使晶粒互相隔离，不仅使合金的强度和塑性降低，而且使合金的热脆性增加。因此，铋的存在对压力加工的危害性更大，规定其含量应 w（Bi）<0.002%，而对铸造锡青铜，铋的质量分数允许限制在0.005%以下。

锑与铋有类似的影响，锡青铜中锑的质量分数被限制在0.3%以下。

3）硫的影响　硫在铜中以 Cu_2S 形式存在，当含 w（S）>0.77%时，与铜形成共晶体（$Cu+Cu_2S$），在低温下是脆性化合物，所以导致锡青铜低温脆性增加，降低了合金的力学性能，还使加工困难。因此，锡青铜中的质量分数被限制在0.05%以下。

4）铁的影响　少量的铁对锡青铜有细化晶粒的作用，可提高合金的强度和硬度。但铁在α固溶体中的溶解度很小（约为0.25%），当含铁量超过溶解度时，铁就以富铁相在晶界上析出，降低了锡青铜的强度、塑性和耐水压性能。若含铁量过高，锡青铜的耐腐蚀性能也大为降低。

2.2.4　锡青铜的铸造工艺特点

1）快速冷却　由于这类合金的结晶温度范围较大，容易形成组织疏松和枝晶偏析．这是锡青铜凝固的规律。采取快速冷却（激冷）的措施来改变它的凝固规律。提高合金的冷却速度，可使糊状凝固转变为中间凝固或逐层凝固方式。同时，铸件的工作表面激冷形成柱状晶的激冷层，可提高铸件的致密性、耐水压性。

2）合理的凝固方式

① 顺序凝固　对于壁厚较大的重要零件，如大型蜗轮、轴套及耐水压性能要求较高的阀体等，要求较高的强度、耐磨和耐水压性能，必须采取顺序凝固。采取冷铁和冒口配合，尽量加大铸件在铸型中的温度梯度和冒口压头，加强补缩。

具有糊状凝固特性的锡青铜要获得完全的顺序凝固，必须采用较多的冷铁和设置足够大的冒口，工艺复杂，成本较高，所以只适用于要求较高的重要零件。

② 同时凝固　对于形状复杂的薄壁件或一般壁厚的铸件，其组织致密度可以允许适当降低，可使铸件同时凝固，使显微疏松不集中在热节中心，也不相连通或分层，而是均匀分散地存在，其危害性要小得多。在一般情况下是允许使用的。

3）合理的浇注系统　锡青铜的氧化倾向小，对浇注系统的挡渣要求不高，为了满足顺序凝固的要求，对大中型圆套类铸件，可采用顶注雨淋浇口。对于高度较高的筒形件，为降低液流冲击，也可采用底注与顶注雨淋联合浇注系统。

对于短的套类、轴瓦小铸件，可采用湿型压边浇口，铜液由一端注入，另一端开始顺序凝固，使压边浇口保持一定的重力补缩能力。

4）严格控制浇注温度　控制锡青铜的浇注温度是很重要的，对于薄壁件（如阀体）应取较高的浇注温度，以获得柱状晶体的致密组织。对于厚壁大件（如蜗轮、轴套），浇注温度应取下限，否则容易产生疏松。

5）减少加工面及加工余量　锡青铜铸件易形成疏松，在设计铸件时应避免加工或少加工，特别要防止在铸件壁上进行双面加工，即使在需要加工的面上，也应尽量采用较小的加工余量，使致密的铸件表层保留下来，以提高耐水压性。

6）防止热裂　由于这类合金具有较大的热脆性和较小的高温强度，为了防止铸件产生裂纹，要求型砂有较好的退让性，对较大的筒形铸件最好采用草绳型芯——在型芯骨外面缠草绳再敷砂的方法以加强型芯的退让性。

2.3　铸造铝青铜

2.3.1　二元铝青铜的组织与性能

（1）铝青铜的组织

以铝为主要合金元素的铜合金称铝青铜。Cu－Al合金相图见图2.3-34。α相是铝在铜中的固溶体，具有面心立方晶格，强度较高，塑性良好，可以进行冷、热变形。β相是以电子化合物 Cu_3Al 为基的固溶体，为体心立方晶格，在565℃时发生共析反应：$\beta \rightarrow (\alpha+\gamma_2)$。$\gamma_2$ 相是以电子化合物 Cu_9Al_4 为基的固溶体，为复杂立方晶格，硬且脆，当合金中出现 γ_2 相后，合金的塑性大幅度下降。

在平衡条件下，α相区很宽，室温下铝在铜中的溶解度质量分数可达9.4%，在铸造非平衡凝固的条件下，α相区缩小至含 w（Al）<7.5%。

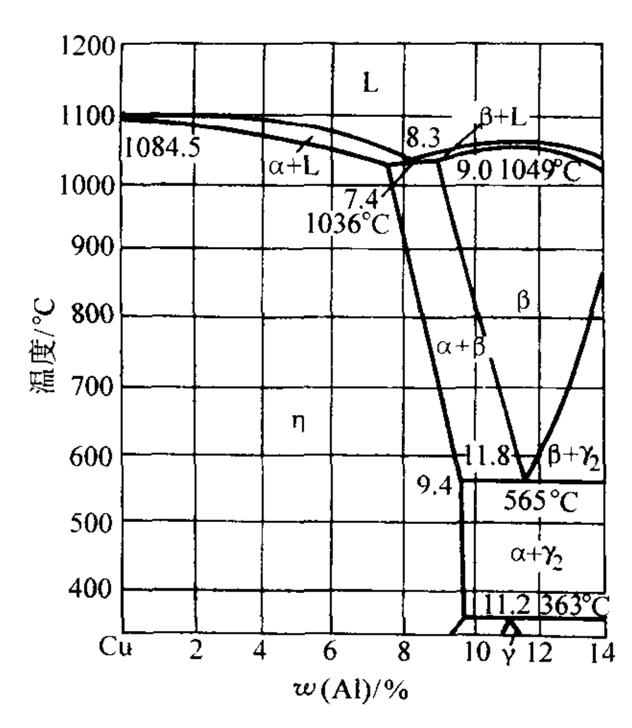


图2.3-34　Cu－Al二元合金相图铝侧

（2）铝青铜的缓冷脆性

在实际生产条件下，w（Al）=7%～8%的合金，由于冷却速度较快，$\beta \rightarrow \alpha$ 转变不完全，部分β相被保留，并随后发生共析反应，所以组织中常有部分（$\alpha+\gamma_2$）共析体。大型铸件在冷却过程中，由于通过共析转变温度时冷却速度较慢，使 $\beta \rightarrow (\alpha+\gamma_2)$ 共析反应能够充分进行，在α晶界上出现粗大网状的共析体，使脆性大大增加，这就是“缓冷脆性”。

消除缓冷脆性的工艺措施有：

1）加入铁、锰等合金元素，增加β相的稳定性，使β相不容易分解；

2）加入镍以扩大α相区，消除β相；

3）提高冷却速度，对于薄壁铸件，β相将被过冷到520℃以下，这时将进行有序转变，$\beta \rightarrow \beta_1$，325℃时又进行马氏体无扩散转变 $\beta_1 \rightarrow \beta'$。

β'相是具有密排六方晶格的介稳定相，强度、硬度较高，塑性较低，当含适量 β'相时，且分布均匀时，合金有较高的综合力学性能。

（3）Cu－Al二元合金的性能

二元铝青铜的力学性能主要决定于含铝量（见图 2.3-35）。含 w（Al）=6%处有伸长率的峰值，继续增加含铝量，伸长率开始下降，强度则仍旧升高，而在 w（Al）=1%处强度达到峰值，此后随铝量的增加，伸长率和强度均明显下降。因此，铝的质量分数量一般控制在 9%～11%。

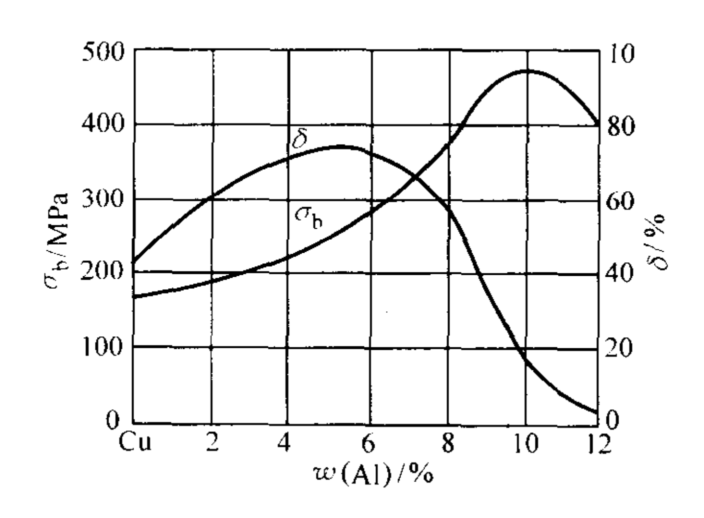


图 2.3-35 铝青铜力学性能与含铝量的关系

铝青铜的铸态组织由塑性好的α(Cu) 为基体，其上均匀分布有硬度较高的 β′相，因此是一种耐磨组织。但铝青铜的干摩擦因数比湿摩擦因数大 30～40 倍，因此不宜在干摩擦工况下工作。

铝青铜表面有一层致密的 Al_2O_3 惰性保护膜，在大气、海水、碳酸及大多数有机酸中的耐蚀性优良。但不许出现 γ_2 相，因为 γ_2 相可成为阳极，首先被腐蚀，形成许多腐蚀小空洞，称为脱铝腐蚀，使合金失去强度。加入质量分数为 4%左右的镍，扩大 α 相区，消除 γ_2 相，能防止脱铝腐蚀。

铝青铜的结晶温度范围很小，流动性好，铸件组织致密，壁厚效应小。凝固时的体收缩率较大，达 4.1%左右，容易形成集中性大缩孔，因此必须设置大冒口，配以冷铁，严格控制顺序凝固方能获得合格的铸件。

熔炼铝青铜时，液面大部分由 Al_2O_3 组成，如不排除，进入铸件中，将恶化力学性能，可采用铝合金的精炼方法，除渣除气。设计浇注系统时，必须设置严密的挡渣系统，如采用带过滤网、集渣包的先封闭后开放的底注式浇注系统等。

铝青铜的线收缩率大，如浇注系统设置不合理，型芯退让性差，浇注温度过高等原因，都会在厚、薄壁的连接处或内浇道附近产生裂纹。

2.3.2 合金元素在铝青铜中的作用

（1）铁的作用及铝铁青铜

铁对铝青铜的主要作用是细化晶粒，提高力学性能和耐磨性能。

铁在铝青铜中的溶解度很小，质量分数仅为 0.5%～1.0%，如果大于该含量，铁就会形成 K 相化合物（CuFeAl），凝固时 K 相以细小的质点成为结晶核心，细化晶粒，并提高铝青铜的强度和耐磨性能。

从含 w（Fe）=4%的 Cu－Al－Fe 的三元相图中（见图 2.3-36）可以看到，铁可降低 Cu－Al－Fe 合金的三元共析转变温度（$\beta \to \alpha + \gamma_2 + K$）和扩大 α 相区，从而减弱“缓冷脆性”的影响。

常用的铝铁青铜的牌号是 ZCuAl10Fe3，它的铸态组织为 α 固溶体、β 固溶体，以及分布在 α 基体上的 K 相，如果冷却速度慢，还会出现少量的（$\alpha + \gamma_2$）共析体。该合金具有较高的强度、好的塑性，在润滑条件下摩擦系数小，耐磨性好，还具有很高的耐腐蚀性能和耐水压性能。

（2）锰的作用及铝锰青铜

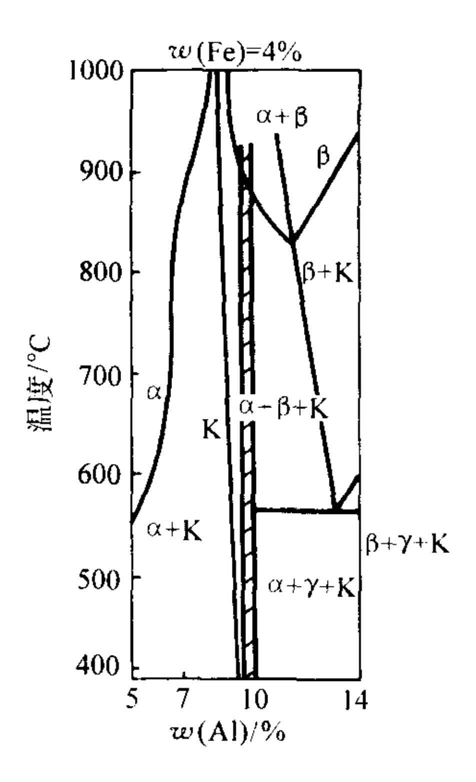


图 2.3-36 含铁 4%的 Cu－Al－Fe 的三元相图

从 Cu－Al－Mn 三元相图 450℃的等温截面（见图 2.3-37）可以看出，锰加入到铝青铜中虽然缩小了 α 相区，但显著降低 β 相的共析转变温度（含 w（Al）=12%的铝青铜加入 w（Mn）=1.2%，β 相共析转变温度降为 507℃；而加入 w（Mn）=3%降至 480℃；加入 w（Mn）=5%降至 450℃），从而有效地提高 β 相的稳定性，使铝青铜的“缓冷脆性”大幅度的减弱。

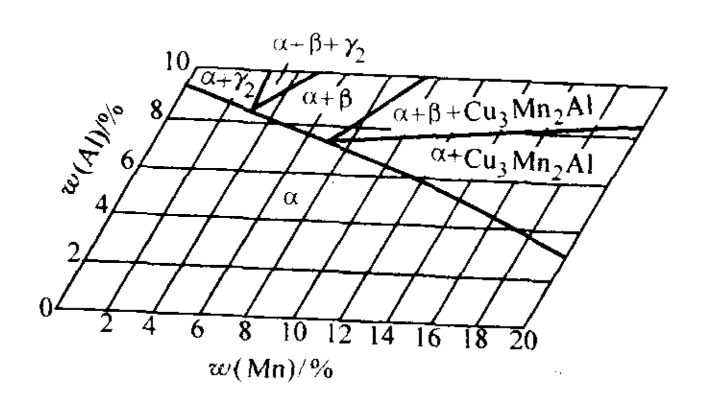


图 2.3-37 Cu－Al－Mn 三元相图等温截面（450℃）

从图 2.3-37 中还可以看出，含 w（Al）=10%的铝青铜，如果加入 w（Mn）=6%，即使在缓冷的条件下，β 相也不会分解，它的组织还是（α+β）。因此，高锰铝青铜适合铸造厚大零件。

由于锰可溶入 α 固溶体中，有一定的固溶强化作用，可提高铝青铜的力学性能；同时因为 β 相的稳定性提高，避免了 γ_2 相的出现，可使铝青铜的耐腐蚀性能进一步提高。

常用的铝锰青铜有两类，一种是含锰较低，如 ZCuAl9Mn2；另一种是含锰较高的高锰铝青铜，如 ZCuAl8Mn13Fe3。

常用的低锰铝青铜 ZCuAl9Mn2 的组织与 ZCuAl10Fe3 相近，强度和耐磨性能比 ZCuAl10Fe3 稍差，但塑性和耐腐蚀性能要比 ZCuAl10Fe3 好，可以承受压力加工，耐水压性能很高，可以用作高压阀门和中等载荷的耐磨零件。

高锰铝青铜（ZCuAl8Mn13Fe3，ZCuAl8Mn13Fe3Ni2）的含锰量远高于含铝量，但锰对组织和性能的影响比铝小得多，锰的铝当量仅为 1/6，即 w（Mn）=1%仅相当于 w（Al）=0.167%。

$$Al_{当量} = Al + 1/6Mn + 1/4Zn \quad (2.3\text{-}15)$$

所以这类青铜仍属于铝青铜的范围。高铝青铜的强度高，密度小，而且铸造性能好，焊接性能也好，价格便宜，是制造船用螺旋桨的优质材料。

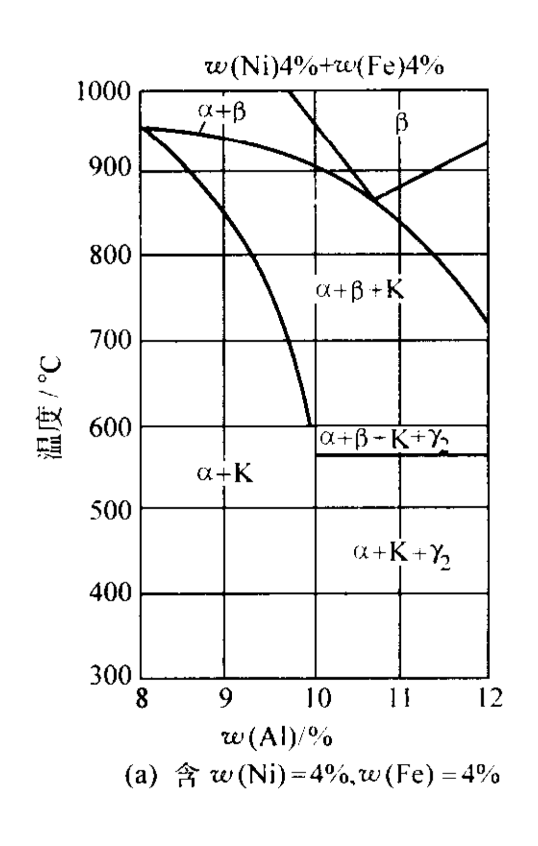
（3）镍的作用及铝铁镍青铜

在铝青铜中加入镍可以防止厚大件的“缓冷脆性”和提

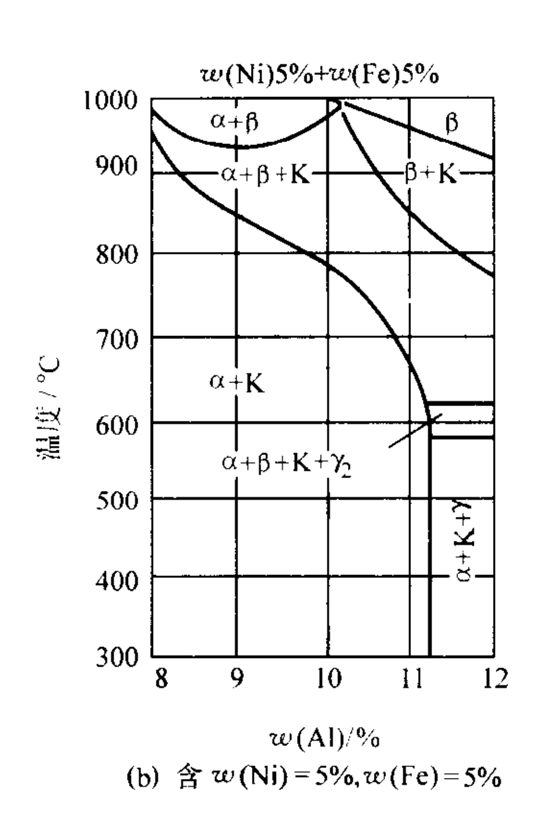
高合金的耐腐蚀性。

如果在铝青铜中加入 w (Ni) = 3% ~ 4%，就能在常温铸态组织中完全避免 β 相以及由它产生的 γ_2 相的出现。因而在铝青铜中加入少量的镍可以有效地消除“缓冷脆性”的产生。

在含 w (Al) = 10% 以下的铝青铜中，同时加入 w (Ni) = 4% 和 w (Fe) = 4%（见图 2.3-38a），或含 w (Al) = 11% 以下的铝青铜中，同时加入 w (Ni) = 5% 和 w (Fe) = 5%（见图 2.3-38b），都不会出现 β 相。由于镍、铁同时加入，形成的铝铁镍青铜有很高的室温和高温强度，它们在 400℃时的力学性能比锡青铜在室温下还要高。



(a) 含 w(Ni)=4%,w(Fe)=4%



(b) 含 w(Ni)=5%,w(Fe)=5%

图 2.3-38　Cu - Al - Fe - Ni 铝青铜垂直截面图

典型的铝铁镍青铜的牌号为 ZCuAl10Fe4Ni4，它具有很高的力学性能，还可以通过热处理强化，使力学性能进一步提高。铝铁镍青铜 ZCuAl10Fe4Ni4 的腐蚀疲劳强度比锰黄铜和高锰铝青铜都高，常用来制造大型船舶螺旋桨，它的耐腐蚀性能、抗应力腐蚀及抗空泡腐蚀性能很好，螺旋桨经长期使用后仍能保持表面平滑、光亮。

2.3.3　铝青铜中的有害元素

铝青铜中主要的有害杂质有硅、磷、锑、砷、铋和硫。

铝青铜中有少量的硅的存在，会促使 γ_2 相出现，使合金变脆，一般要求铝青铜中含硅的质量分数应控制在 0.1% 以下；硅在铝青铜中多半以 FeSi 的形式存在，严重的影响合金的塑性，降低铁细化晶粒的作用。硅对高锰铝青铜的危害性更大，要求制在 w (Si) < 0.05%。

磷在铝青铜中会降低其塑性和耐腐蚀性能，对高锰铝青铜，磷是特别有害的杂质，要求控制在 w (P) < 0.02%，熔炼时尽量不要用磷铜脱氧。

锑和砷都是铝青铜中的有害杂质，会恶化力学性能，使合金变脆。铋和硫对铝青铜的有害影响与其对锡青铜的影响相似。

2.3.4　铝青铜的热处理

通过热处理可以进一步提高铝青铜的性能。铝青铜的热处理主要分为两类：一类是固溶化热处理，其目的是消除 ($\alpha+\gamma_2$) 共析体，提高铝青铜的塑性。另一类是淬火加回火处理，主要目的是提高合金的强度和抗空泡腐蚀性能。

例如，对铝铁青铜、铝锰青铜和铝铁镍青铜都可以进行固溶化处理，即加热到 600 ~ 700℃，保温 3 ~ 4 h，然后在空气中冷却，可完全消除 ($\alpha+\gamma_2$) 共析体，从而提高塑性。也可进行淬火加回火处理，加热到 950℃，使其达到 β 单相区，进行淬火，可得到针状马氏体型组织 β'，然后再进行回火（250 ~ 300℃保温 2 ~ 3 h），β' 相发生分解，形成弥散的 ($\alpha+\gamma_2$) 共析体，使强度和硬度都大幅度提高，也可在 800℃水淬，400℃回火后能获得最高的强度，并使得抗空泡腐蚀性能提高。

2.3.5　铝青铜的铸造工艺特点

含铝较高的铜合金（铝青铜、铝黄铜）的特点是：收缩大，熔炼过程容易氧化，在浇注过程容易二次氧化，在铸件内形成二次氧化夹渣。因此，充分补缩和防止氧化夹渣是这类合金的主要工艺问题。

1) 消除铸件的集中缩孔　建立顺序凝固条件是消除铸件缩孔的关键，由于防止铝青铜氧化，常采用的底注式浇注系统的型内的温度分布是下面高、上面低，不利于自下而上的顺序凝固。为了解决这一矛盾，应采用砂型大冒口（或保温冒口），使冒口最后凝固，同时辅助冷铁进行温度分布的调节，并要注意浇注后期用高温金属液点浇补冒口。

2) 防止氧化及氧化夹杂物　为了防止铝青铜氧化夹杂物的产生，在制定铸造工艺时，浇注系统应有很强的挡渣能力，使合金液进入型腔时，熔渣基本上能被清除；同时要保证金属液在型腔中的流动和上升尽可能地平稳，以防止二次氧化渣的产生。为此，可采用过滤网、集渣包和底注，先封闭后开放式的浇注系统，敞开式的顶冒口等一些措施。

2.4　铸造其他青铜

2.4.1　铸造铍青铜

青铜中强度、硬度最高的是铍青铜，Cu - Be 二元相图见图 2.3-34。从图中可以看到，Cu - Be 二元合金由 α、γ_1、γ_2 三相组成。α 相是铍溶入铜中的固溶体，面心立方晶格，塑性好，γ_1 是以电子化合物 CuBe 为基的无序固溶体，体心立方晶格，γ_2 相是以 CuBe 为基的有序固溶体，也是体心立方晶格。γ_1、γ_2 都是高硬度、低塑性的相。

在 866℃时，铍的极限溶解度为 w (Be) = 2.7%，300℃时已降低为 w (Be) = 0.02%，因此有很高的固溶强化效果。铍青铜中常加入 w (Ni) = 0.2% ~ 0.4%，能延缓 α 相的分解，提高固溶强化效果。钛抑制 α 相分解的能力比镍还强，还能细化铸态组织。因此，镍、钛是铍青铜中常用

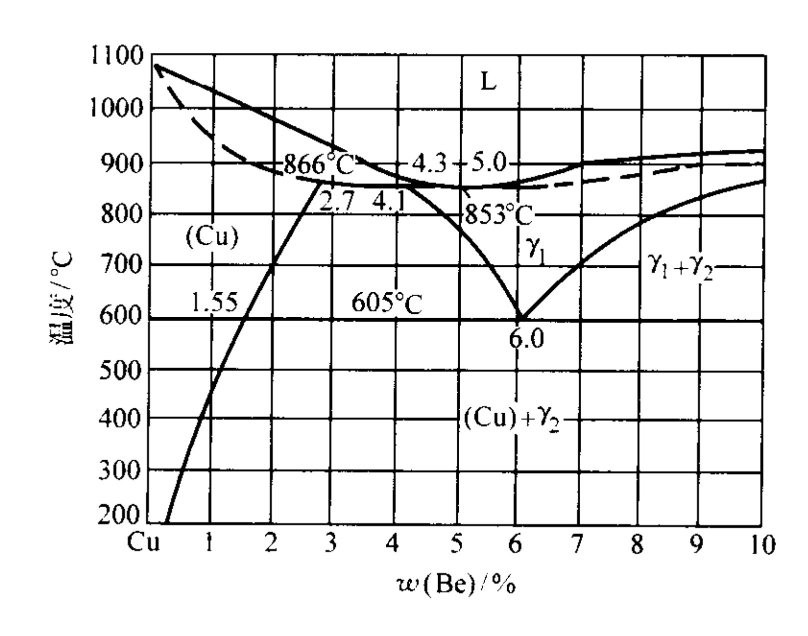


图 2.3-39　Cu-Be 二元相图

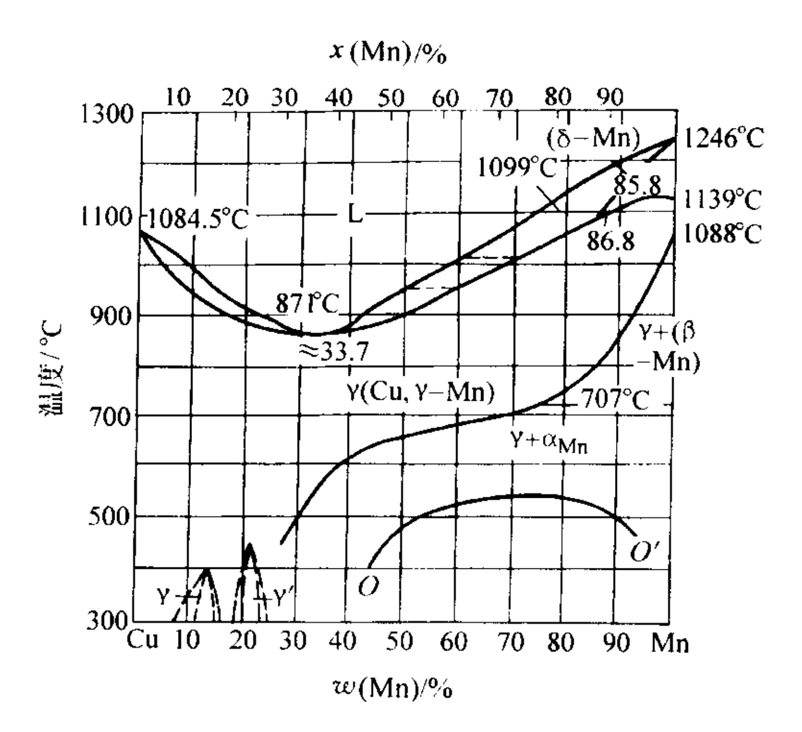


图 2.3-40　Cu-Mn 二元相图

的微量元素。铍青铜尚未列入国标 GB/T 1176—1987 中。

QBe2.5 铍青铜是常用的弹簧材料，成分：w（Be）= 2.3%～2.6%，w（Ni）= 0.2%～0.5%，余为 Cu，组织为 α 基体上分布着细小的 γ_2 及少量的 NiBe 相，力学性能：σ_b = 1 250～1 500 MPa，硬度 360～400HV，弹性极限 $\sigma_{0.05}\geq$ 600 MPa，适用于制作强力弹簧一类的零件。它的耐磨性也很高，可用作压制玻璃器皿的模具。

铍青铜在碰撞时不会发生火花，适于制作防爆工具。

2.4.2　Cu-Mn 高阻尼合金

阻尼合金是一种功能材料，人们在 20 世纪 40 年代就发现了 Cu-Mn 合金的高阻尼性能，成功地用在低噪声推进器上，提高了隐蔽性，取得了成功。

Cu-Mn 二元相图见图 2.3-40，以 w（Mn）= 60% 的合金为例，从相图中可以看到，由于凝固温度范围很宽，锰原子在铜中的扩散速度很慢，在铸造条件下形成不平衡组织，先凝固的 γ_{Mn}（含 w（Mn）≈71%）和后凝固的 γ_{Cu}（含 w（Mn）约 50%）之间有很大的浓度差，结果在 γ 相内产生严重的晶内偏析。继续降温时，锰来不及脱溶析出，很快通过 $\gamma+\alpha_{Mn}$ 二相区而进入 OO' 线以下的二相混溶区，结果高温相不以介稳定相状态保留到室温，铸态织几乎是由一个具有严重晶内偏析的介稳相 γ 所组成。

MC77 合金是我国开发的高阻尼合金，成分为 w（Cu）= 35%～38%，w（Al）= 4.0%～4.8%，w（Fe）= 2.5%～5.0%，w（Ni）= 1.0%～2.0%，余为 Mn。其性能可达到抗拉强度 σ_b = 540～590 MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ = 350～280 MPa，伸长率 δ = 25%～40%，冲击韧度 α = 300～680 kJ/m²，比阻尼 20%～38%。

加入铝的目的是提高合金的力学性能。铝缩小 γ 相区，γ 相因溶入铝而强化。当 w（Al）> 4.0% 后，出现条状 β 相，分布在 γ 相周围。β 相随铝量增加而增加，并开始析出 β_{Mn} 相。当含 w（Al）= 5.0% 时，β 相在 γ_{Mn} 相周围形成网络状，力学性能开始下降。

铁生成富铁 k 相，能细化 γ 相。镍能提高抗蚀性，MC77 的铸态组织为 γ+β 相。γ 相在外力作用下发生马氏体相变，形成微双晶，诱发界面间运动和反铁磁性磁矩（畴）转向运动，引起静滞后型内耗。温度高于 M_S 点时，马氏体相变消失，阻尼性能也随之消失，故温度越低，阻尼性能越好。

2.4.3　铸造硅青铜、锰青铜和铬青铜

1）硅青铜　硅青铜有较高的力学性能，优良的耐蚀性、耐磨性和铸造工艺性能，受冲击时不产生火花并能耐低温。

Cu 与 Si 可以形成有限固溶体，在铸造条件下，当 w（Si）> 3.5% 时，组织中就会产生脆性相，降低合金的伸长率和冲击韧度。所以铸造硅青铜的通常 w（Si）< 4.5%。

2）锰青铜　锰可以大量溶于铜中，起固溶强化作用，锰青铜有良好的力学性能，较高的热强性和抗高温氧化性能，适合于在高温下工作的零件。

3）铬青铜　铬青铜为高强度、高硬度、高导电、高导热的热处理强化合金。适合于制作在室温和高温下工作的导电、耐磨零件。

常用几种硅青铜、锰青铜和铬青铜的化学成分、力学性能和物理性能见表 2.3-21～表 2.3-23 所示。

表 2.3-21　硅青铜、锰青铜和铬青铜的化学成分

名称	合金牌号	主要化学成分（质量分数）/%			
		Mn	Si	Cr	Cu
硅青铜	ZCuSi2Mn1	1.0～1.5	2.75～3.5	—	余量
锰青铜	ZCuMn5	4.5～5.5	—	—	余量
铬青铜	ZCuCr1	—	—	0.5～1.2	余量

表 2.3-22　硅青铜、锰青铜和铬青铜的室温力学性能

合金牌号	铸造方法和状态	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ/%	硬度 HBW	弹性模量 E/GPa	切变模量 G/GPa
ZCuSi2Mn1	S	280	—	56	860	88.6	—
	J	345	100	25	880	102	—
ZCuMn5	S	200～360	120～170	30～40	685～785	103	—
ZCuCr1	S	205	80	35	1 000	—	—
	S+时效	365	250	11	1 200	110	41

表 2.3-23　硅青铜、锰青铜和铬青铜的物理性能

合金牌号	固相点 /℃	液相点 /℃	密度 ρ/g·cm^{-3}	比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	电阻率 ρ/μΩ·m	电导率 γ/%IACS	线胀系数 α/10^{-6}K^{-1}
ZCuSi2Mn1	971	1 026	8.53	377	36.3	0.246	7	18.0 (20～300℃)
ZCuMn5	—	1 047	8.60	—	108	0.197	8.7	20.4 (20～300℃)
ZCuCr1	1 060	10 990	8.86	384	312	0.022①	80①	17.0 (20～300℃)

① 热处理状态。

2.5　铸造黄铜

以锌作为主要合金元素的铜合金，通常称为黄铜。铜锌二元合金称普通黄铜，在铜锌合金基础上加入少量其他元素所构成的三元、四元或多元黄铜，称为特殊黄铜。表 2.3-24 列出了部分铸造黄铜合金的牌号（代号）、成分、力学性能及用途。

黄铜与青铜比较，锌在铜中的固溶度很大，常温平衡状态下铜中可溶解质量分数约 37% 的锌，铸态下也可溶解锌质量分数为 30% 左右，而锡青铜在铸态下锡在铜中的固溶度质量分数仅为 5%～6%，铝青铜铝在铜中的固溶度质量分数仅为 7%～8%，因此，锌在铜中有很好的固溶强化效果，同时，多数合金元素也能不同程度地溶解在黄铜中，进一步提高其力学性能，因而使得黄铜，尤其是某些特殊黄铜具有高强度的特点，锌的价格比铝、铜、锡都低，资源丰富，在黄铜中锌的加入量较多，因此黄铜的成本比锡青铜、铝青铜都低廉。黄铜的凝固温度区间很小，流动性好，熔炼方便。由于黄铜具有上述强度高、价格低和铸造性能良好等特点，所以在铜合金中黄铜比锡青铜和铝青铜的品种更多、产量更大、应用更广。但黄铜的耐磨性和耐腐蚀性能不如青铜，特别是普通黄铜的耐蚀性及耐磨性都比较低，只有当加入一些合金元素构成各种特殊黄铜时，其耐磨和耐腐蚀性能才得到改善和提高。

2.5.1　二元黄铜的组织与性能

（1）二元黄铜的组织

Cu－Zn 二元相图如图 2.3-41 所示。从图中可以看出，铜锌合金由五个包晶转变、一个共析转变和一个有序化转变所组成，固态下有 α、β、γ、δ、ε、η 六个组成相。由于工业使用的黄铜的锌的质量分数都在 50% 以下，故通常只涉及 α 和 β 两个相。

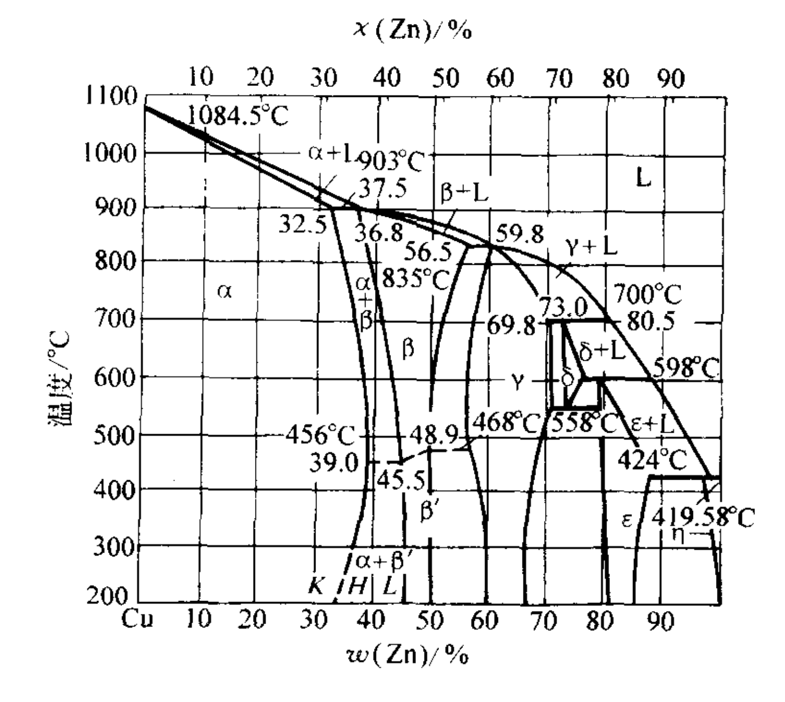


图 2.3-41　Cu－Zn 二元合金相图

表 2.3-24　常用铸造黄铜的牌号（代号）、成分、力学性能及用途（摘自 GB/T 1176—1987）

类别	牌号（旧代号）	化学成分（质量数）/% Cu	Al	Mn	Si	其他	铸造方法	力学性能 σ_b/MPa	δ/%	HBW	用途
普通铸造黄铜	ZCuZn38 (ZH62)	60.0～63.0	—	—	—	Zn 余量	S J	285 295	30 30	590 685	一般结构件和耐蚀零件，如法兰、阀座、支架、手柄、螺母等
铸造铝黄铜	ZCuZn25Al6Fe3Mn3 (ZHAl66－6－3－2)	60.0～66.0	4.5～7.0	1.5～4.0	—	Fe2.0～4.0 Zn 余量	S J	725 740	10 7	1 570 1 665	高强耐磨零件，如桥梁支撑板、螺母、螺钉、耐磨板、滑块、涡轮等
铸造铝黄铜	ZCuZn26Al4Fe3Mn3 (ZHAl64－4－3－2)	60.0～66.0	2.5～5.0	1.5～4.0	—	Fe1.5～4.0 Zn 余量	S J	600 600	18 18	1 175 1 275	要求强度高、耐蚀零件
铸造铝黄铜	ZCuZn31Al2 (ZHAl67－2.5)	66.0～68.0	2.0～3.0	—	—	Zn 余量	S J	295 390	12 15	785 885	适应于压力铸造零件，如船舶、电机、机械制造业耐蚀零件
铸造锰黄铜	ZCuZn38Mn2Pb2 (ZHMn58－2－2)	57.0～65.0		1.5～2.5	—	Pb1.5～2.5 Zn 余量	S J	245 345	10 18	685 785	一般用途的结构件，如套筒、衬套、轴瓦、滑块等

续表 2.3-34

类别	牌号（旧代号）	化学成分（质量分数）/%					铸造方法	力学性能			用　途
		Cu	Al	Mn	Si	其他		σ_b /MPa	δ /%	HBW	
铸造锰黄铜	ZCuZn40Mn2（ZHMn58-2）	57.0~60.0	—	1.0~2.0	—	Zn 余量	S J	345 390	420 25	785 885	在空气、淡水、海水、蒸气（<300℃）和液体燃料中工作的零件和阀体、阀杆、泵、管接头等
	ZCuZn40Mn3Fe1（ZHMn55-3-1）	53.0~58.0	—	3.0~4.0	—	Fe0.5~1.5 Zn 余量	S J	440 490	18 15	980 1 080	耐海水腐蚀的零件，以及300℃以下工作的管配件、船舶螺旋桨等大型零件
铸造硅黄铜	ZCuZn16Si4（ZHSi80-3）	79.0~81.0	—	—	2.5~4.5	Zn 余量	S J	345 390	15 20	885 980	接触海水的管配件，以及水泵、叶轮、旋塞和在空气淡水中工作的零部件
铸造铅黄铜	ZCuZn33Pb2	63.0~67.0	—	—	—	Pb1.0~3.0 Zn 余量	S	180	12	490	有一定的强度，良好的切削加工性。用于一般用途的结构铸件，装饰铸件，衬套，轴承等
	ZCuZn40Pb2	58.0~63.0	0.2~0.8	—	—	Pb0.5~2.5 Zn 余量	S	220	15	785	

α相是锌溶于铜中的固溶体，晶格与铜相同，面心立方晶格，塑性很好，容易承受各种冷、热压力加工。由于锌在铜中的固溶度很大，常温平衡状态下可溶解质量分数约37%的锌，具有良好的固溶强化效果，所以α相的强度也较高。由相图可以看出，平衡时α相区的分界线向右下方倾斜，这表明锌在铜中的溶解度变化情况与一般合金不同，其饱和溶解度是随着温度的降低而增高的，例如，903℃时锌在铜中的最大溶解度为 w（Zn）=32.5%，而降温至456℃时增加到 w（Zn）=39%。

β相是以电子化合物 CuZn 为基的固溶体，体心立方晶格。由于电子化合物中可溶解不同数量的铜或锌，使β相的成分在一定范围内变动。β相在456~468℃时发生有序化转变，铜原子占据晶格的顶角处，锌原子则处于体心，转变后以β′表示。高温的无序固溶体β相塑性好，可以承受压力加工，而室温下的有序固溶体β′相脆性增大，塑性降低，压力加工困难，但强度和硬度较高。

γ相是以电子化合物 Cu_5Zn_8 为基的固溶体，复杂立方结构，室温下硬而脆，对合金性能有害，因此黄铜组织中不希望出现γ相。

(2) 二元黄铜的性能

普通黄铜按其铸态组织可分为两种：单相α黄铜和双相α+β黄铜。黄铜的锌含量对力学性能有很大的影响（见图2.3-42）。在 w（Zn）=30%~32%以下，随锌含量的增加，强度和伸长率升高，w（Zn）>32%后，组织中出现β相，塑性开始下降，但少量β相的存在对强度无坏影响，合金强度仍然很高。当 w（Zn）=45%~50%时，组织全部为β相，强度急剧下降，塑性继续降低。图2.3-43和图2.3-44分别表示了α黄铜和α+β黄铜的金相组织。

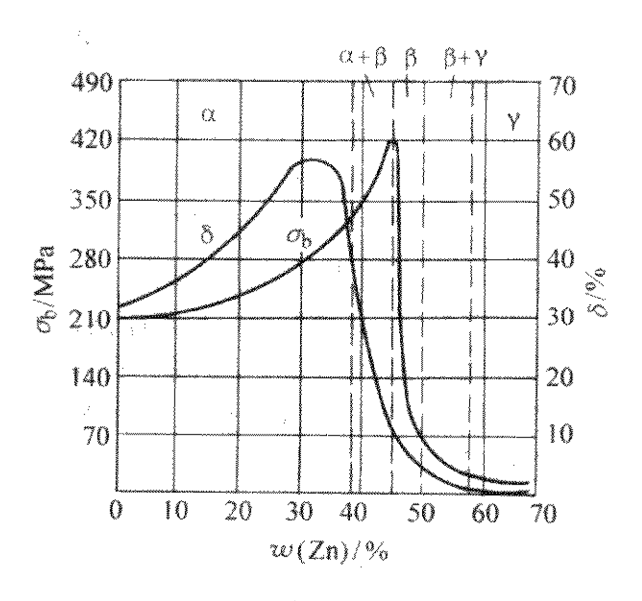


图 2.3-42　锌含量对铸造黄铜力学性能的影响

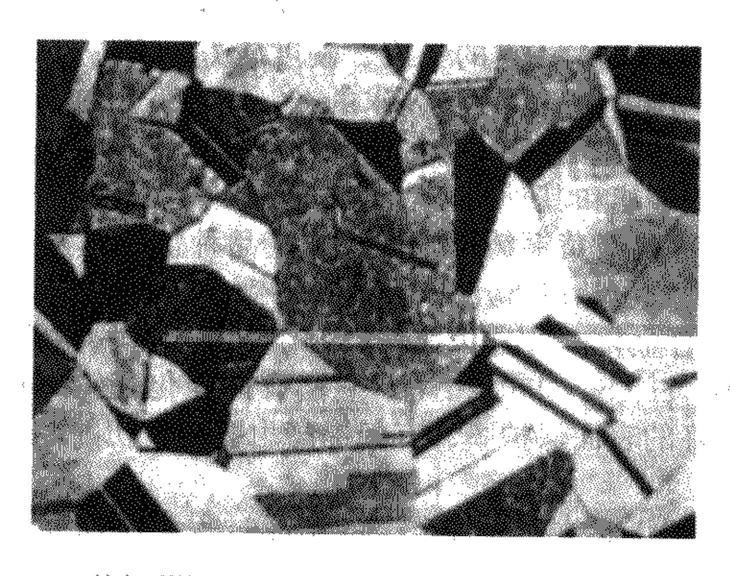


图 2.3-43　单相黄铜（含 w（Cu）=68%）的显微组织　×150

黄铜力学性能对铸件壁厚变化的敏感性较小，这是因为黄铜的凝固温度范围窄，有层状凝固的特点，故对冷却速度的敏感性小。

二元黄铜在大气和淡水中的耐腐蚀性能很好，在常温静止海水和碱溶液（氨除外）中的抗蚀性一般，但在流动海水、热水、蒸汽、无机酸、盐酸和硫酸中的耐蚀性很差，所以说，黄铜，特别是二元黄铜的耐蚀性不如青铜。“脱锌腐蚀”和“应力腐蚀”是黄铜中最常见的两种腐蚀形式。“脱锌腐蚀”是由于黄铜中锌的电极电位低，在溶液中锌为阳极反应而优先被溶解，使零件表面残留下多孔海绵状的铜。特别是组织为α+β的两相黄铜，由于β相的电极电位低于α相，其脱锌腐蚀将更为严重。为了减轻脱锌腐蚀，可加入锡、

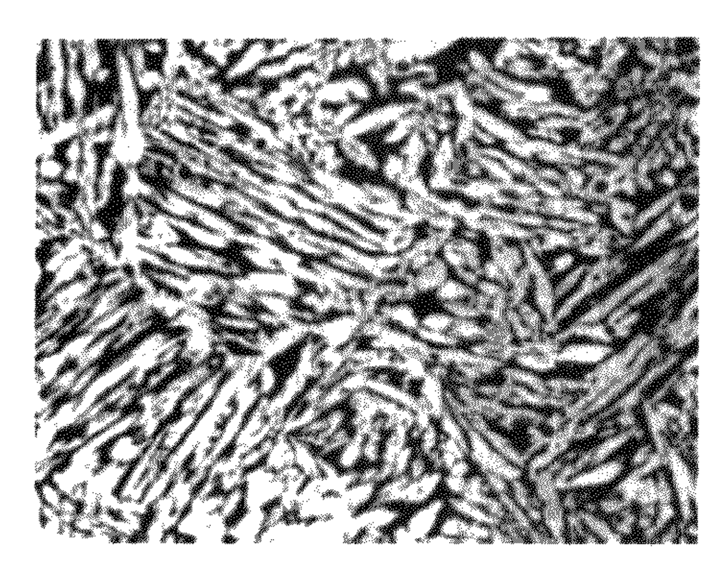


图2.3-44　双相黄铜（ZCuZn38）的显微组织　×15

铝、锰、铁及镍等合金元素，故生产中大多采用多元的特殊黄铜。

"应力腐蚀"是由材料中的残余应力等因素引起的，w（Zn）>20%的二元黄铜在潮湿大气，特别是在含氨或二氧化硫的大气或含汞盐的溶液等介质中，有应力腐蚀裂纹的倾向，加入硅、铝等合金元素或表面镀锌、镀锡能够显著减轻应力腐蚀倾向。

黄铜的凝固温度范围较窄，产生疏松的倾向小，因此，黄铜铸件组织致密，具有较好的耐气压和耐水压性能，不易产生渗漏现象，适合于在中、高压下工作，常用于制造阀门、泵、气缸等耐压零件。

由Cu-Zn二元相图可知黄铜的铸造性能，黄铜的凝固温度范围很小（约30~40℃），且随着含锌量的增加液相线温度下降很快，因此，黄铜的流动性好，形成晶内偏析和疏松的倾向性小，液态时黄铜中的锌有很高的蒸气压（锌的沸点为907℃，w（Zn）=40%的黄铜沸点为1 050℃），锌的蒸发可防止合金吸气，并带走铜液中的气体，所以黄铜一般不易产生气孔。由于黄铜的疏松、气孔很少，故组织致密，铸件气密性良好。在熔炼黄铜时锌本身就有良好的脱氧作用，熔炼黄铜时无需再用其他脱氧剂。所以，黄铜的铸造性能比其他的铜合金好，熔化温度较低，熔、铸均较方便，也宜用于压铸。黄铜的收缩率较大，铸件冷凝时易形成集中缩孔，可按顺序凝固原则设置较大的冒口给予补缩。

（3）提高二元黄铜性能的途径

普通黄铜的使用性能如耐磨性、耐蚀性等不够好，在铸造生产中应用很少，国标的只有ZCuZn38一个牌号，具有（α+β）两相组织，它的强度、硬度较好，有一定的塑性和耐磨性，仅用于制造一般要求的在淡水中工作的配件。

为了改善普通黄铜的耐腐蚀性能，进一步提高其力学性能、铸造性能和其他性能（如切削性、耐磨性、焊接性能等），以满足对黄铜铸件在质量上、品种上日益发展的更高要求，一般可从以下几方面采取措施。

1）合金化　根据不同的使用要求，选用合金元素如Mn、Al、Si、Sn、Pb、Ni等，它们有的强化基体，有的形成抗蚀性好的表面保护膜，有的提高耐磨性、切削性或其他使用性能。

2）细化晶位　改善合金的结晶过程，添加变质合金元素（如加Fe）增加结晶过程中的外来晶核，使晶粒细化。加入少量硼、钒、钛、锆等元素作变质剂以及采用振动结晶等方法，也可达到使晶位细化的目的。铸件冷却速度的控制也是影响结晶过程的重要因素。

3）提高合金的纯度　有害夹杂对材质性能的影响很大，应尽量减少合金中的有害杂质，注意原材料的等级和纯度，为了消除有害杂质的影响和提高黄铜的使用性能，近年来有人研究加少量铈、钙、锂、锆等元素对易熔杂质（铋、铅、硫等）进行变质处理，可使分布在晶界上的易熔杂质变为难溶质点，消除了有害作用。

4）采用先进的铸造方法　如金属型铸造、离心铸造、低压铸造、挤压铸造、压铸等，可有效地提高合金的性能。

2.5.2　合金元素在黄铜中的作用

（1）合金元素对黄铜组织的影响

在铜锌合金基础上加入锰、铝、硅、铁、锡、铅、镍等合金元素，就构成了多元黄铜，统称为特殊黄铜。特殊黄铜中合金元素的加入量不多，对黄铜组织的影响主要是改变了α、β相区的大小，从而改变多元黄铜的组织。

因此，多年来讨论特殊黄铜组织的一个近似方法，是根据合金元素对Cu-Zn二元相图相区的影响，并借助于Cu-Zn二元相图来确定多元黄铜的组织。

加入黄铜中的合金元素铝、锰、铁、硅、铅、锡、镍等，除铅和铁实际上不溶于铜中以外，铝、锰、硅、锡、镍等都能固溶于铜中，可以近似地认为加入这些元素即相当于用它们取代了一部分锌，因此，它们使锌在α相或β相中的溶解度相应地有所变化，对Cu-Zn二元相图的相区位置及组织产生了一定的影响。但是，不同元素取代锌的作用是不同的，一些合金元素（如铝、硅、锰、铁、锡）进入固溶体取代了锌，起增加锌的作用，使Cu-Zn元相图中α和α+β相区的分界线向铜侧移动（左移），缩小α相区；一些合金元素（如镍、钴）进入固溶体是取代了铜，可看成是起了减锌（增铜）作用，使α和α+β相区分界线向锌侧移动（右移），扩大α相区。但是质量分数为1%合金元素所起的影响并不和质量分数为1%Zn的作用相同，根据实验，每个合金元素增加质量分数为1%都有其各自的代替锌当量，我们称之为"锌当量系数"。表2.3-25为各合金元素"锌当量系数"的数值。锌当量系数为正值表示起增锌作用，反之，锌当量系数为负值，表明它们起的是减锌作用。

表2.3-25　合金元素的锌当量系数

合金元素	Si	Al	Sn	Pb	Fe	Mn	Ni
锌当量系数 η	+10	+6	+2	+1	+0.9	+0.5	-1.5

多元黄铜的锌当量系数可由下式求出：

$$X = [A + \sum(C_i \eta_i)]/[A + B + \sum(C_i \eta_i)] \quad (2.3\text{-}16)$$

式中，X为锌当量；A为多元黄铜的锌质量分数；B为多元黄铜的铜的质量分数；C_i为合金元素的质量分数；η_i为合金元素的锌当量系数。

必须指出，利用Cu-Zn二元相图和锌当量来确定多元黄铜的组织虽然比较简便，锌当量系数在一定程度上虽然也反映了三元相图相区的变化情况，但它毕竟是一种近似的估计，仅仅在合金元素质量分数不大于2%~5%才适用，含量大时就不够准确，尤其是锌当量系数高的元素含量大时误差较大，原因是因为合金元素的加入量与其对组织的影响不可能总是呈正比的直线关系。即使得到和二元黄铜相同的组织，也会由于各相化学组成的改变，使性能发生变化。

随着三元相图的建立和不断完善，应当尽量采用铜、锌和主加元素所组成的三元相图来研究各种多元黄铜的组织。由于铸件冷却较快往往达不到相平衡状态，通常可选择三元相图较高温度（300~500℃）的等温截面来确定合金在室温下的铸态组织。至于合金组元超过三元而为四元或多元时，仍然可以利用三元相图，这时只需将除铜和主加元素以外的其他组元都看成和锌相当，把它们折算成合金的锌当量，加到三元黄铜的成分中去，应用三元相图讨论多元黄铜的组织，比借助Cu-Zn二元相图更加准确。

(2) 铁、锰的作用及锰铁黄铜

铁在固溶体内的溶解度极小，仅 w (Fe) = 0.1% ~ 0.2%，超过此溶解度便以独立的高熔点富铁相化合物析出，凝固时单独呈细粒状分布在合金内，成为外来的非自发晶核，使晶粒细化，因此，黄铜中少量铁能起细化晶粒作用，提高合金的强度和硬度，但降低塑性。若含铁量超过一定限度时，由于富铁的脆性化合物在晶界聚集，将导致合金的强度、塑性、耐蚀性及切削加工性能降低。

如果在黄铜中增多锌含量或配合加入锰、铝、镍等元素，加铁可起到更加良好的作用，能显著提高黄铜的强度和在大气、海水中的耐蚀性，这时铁的加入量允许达到 w (Fe) = 1% ~ 3%，但超过 3%以后仍会出现富铁相偏聚，使合金的抗腐蚀性能大大降低。

锰能大量溶解在纯铜和 α 黄铜中，室温下锰在纯铜中的溶解度达 w (Mn) = 20%；锰在高温 β 相中也有一定的溶解度，但在低温 β 相中的溶解度很低，常温下锰以富锰的脆性相析出。由 Cu - Zn - Mn 三元相图（见图 2.3-45）中 360℃等温截面可以看出，当 w (Zn) > 35%，w (Mn) > 4% 以上时，组织中就出现富锰的脆性 ε 相，它分布在 β 相的晶界上，严重损害合金的塑性和韧性。因此，α 黄铜允许加入较多的锰，但 α + β 两相黄铜的 w (Mn) ≯4%，一般都选择锰黄铜的 w (Mn) = 2% ~ 4%。锰的锌当量系数较小（η = 0.5），加入量较少时对组织影响不明显。

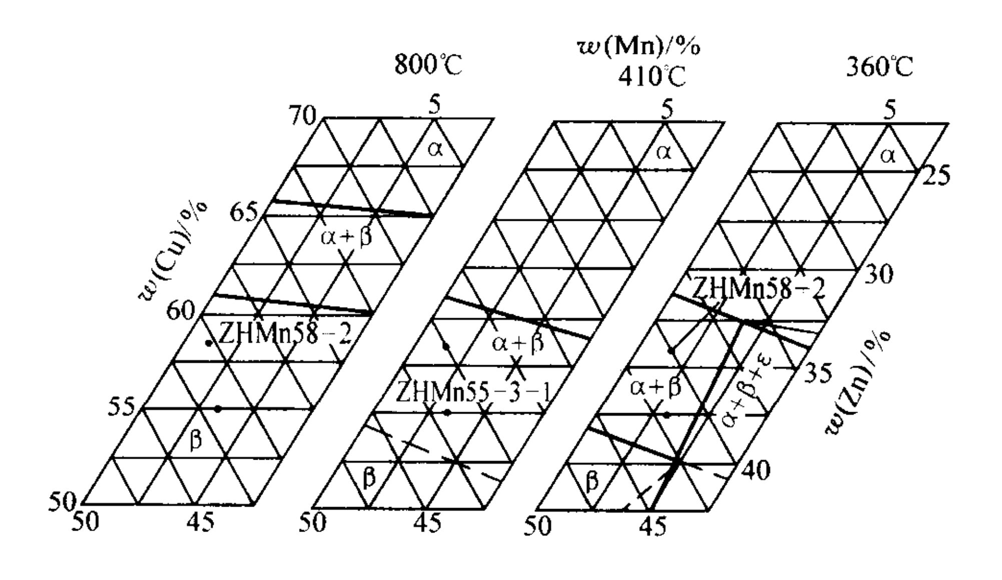


图 2.3-45 Cu - Zn - Mn 三元相图等温截面

黄铜中加少量的锰，起固溶强化作用，显著提高黄铜的抗拉强度而又不显著降低塑性。因此，锰黄铜一般都具有高强度和良好塑性的优点；但加锰的重要作用，还在于提高黄铜在海水、氯化物和过热蒸汽中的耐腐蚀性能，锰对阻止黄铜"脱锌"有明显的效果，并能增加黄铜在高温下的组织稳定性。

锰铁黄铜 ZCuZn40Mn3Fe1 是锰黄铜中应用最广的牌号，其主要特点是具有高强度和高的耐海水腐蚀性能。从 Cu - Zn - Mn 三元相图可以看出，在 800℃时它的组织为 β 相，到 400℃、360℃时则处在 α + β 两相区而靠近 β 相，因此，该合金的铸态组织是以 β 相为基的 α + β 两相组织及富铁相微粒，组织中 α 相约占 30%，β 相占 70%。

由于 β 相大大超过 α 相，而且加铁推迟了黄铜的再结晶并细化了晶粒，因此，锰铁黄铜 ZCuZn40Mn3Fe1 具有很好的综合性能，不仅强度高（σ_b = 450 ~ 500 MPa），耐磨性和塑性好（δ = 10% ~ 15%），而且因含锰量高，在大气和海水中具有优良的化学稳定性和热稳定性，故广泛用来制造在较高温度（300℃ 以下）工作的要求高强度、耐腐蚀的重要零件，可用来制造小型、低速舰艇及一部分民用船舶的螺旋桨。

(3) 铝的作用及铝黄铜

铝的锌当量系数很高（η = 6），使 Cu - Zn 二元状态图相区分界线左移的作用很强，由 Cu - Zn - Al 三元相图（见图 2.3-46）可以看出，铝对黄铜的组织影响很大。加铝后 α 相区显著缩小了，少量铝就能使 α 黄铜或（α + β）黄铜组织中 β 相增多，甚至出现脆性 γ 相。因此，铝是配制高强度黄铜的重要合金元素，它使合金的强度和硬度显著提高，但却使韧性、塑性明显降低，当合金含锌量很高时，易使铸件变冷脆。为了防止合金变得硬而脆，铸造黄铜中铝的加入量应 w (Al) < 7%，含铝量高时锌的含量就不宜太高，一般 w (Zn) ≤25%。

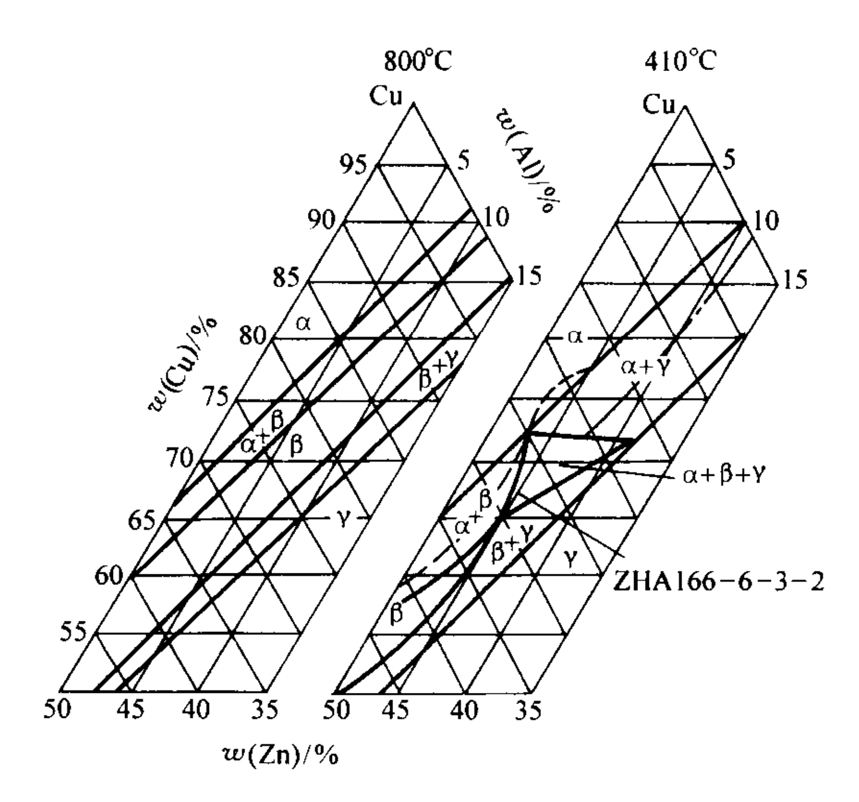


图 2.3-46 Cu - Zn - Al 三元相图等温截面

铝在黄铜表面形成坚固的氧化铝保护膜，显著提高了合金在大气、稀硫酸、高速海水中的耐腐蚀性，但铝黄铜在海水中的耐蚀性仍低于锡青铜和铜镍合金，对应力腐蚀仍较敏感。

常用的铝黄铜有 ZCuZn25Al6Fe3Mn3、ZCuZn31Al2 等，ZCuZn25Al6Fe3Mn3为多元高强度铝黄铜，由于铝、铁、锰都能强化合金，所以该合金的强度是黄铜中最高的（σ_b ≥ 650 MPa），并有高硬度（≥ 160 HBS）、适中的塑性（δ≥7%）、好的耐磨性和良好的耐腐蚀性能，主要用来制造重型机器上承受摩擦和高负荷的重要零件，如大型齿轮、压紧螺母、重型蜗杆等。

由于高强度铝黄铜的含铝量较高，应用二元锌当量来判断组织已不够准确，应当采用三元相图和三元锌当量。ZCuZn25Al6Fe3Mn3的组织处在（α + β + γ）三相区内，但实际成分的偏差和冷却速度大小仍会对组织产生直接的影响，当铝、锌量偏高时析出 γ 相的倾向大，反之当铝、锌量偏低时，析出 α 相的倾向和比例增大。

(4) 硅的作用及硅黄铜

硅的锌当量系数很高（η = 10），黄铜中加入少量的硅，就会使 α 相区大大缩小。加少量的硅就使低锌的黄铜出现脆性（Cu_5Si），结果使合金的抗拉强度、硬度显著提高，塑性降低。在 w (Zn) 20%的黄铜中加硅的质量分数由 0%增至 3%时，抗拉强度、硬度显著提高，塑性降低则不明显，但当加硅量再高时，伸长率就开始显著下降。为了保证合金具有一定的塑性，硅加入的质量分数一般不大于 w (Si) 4.5%，且锌的含量也应控制较低（一般 w (Zn) < 17%），否则将使合金变得很脆。

硅加入黄铜中，表面形成一层致密的 SiO_2 保护膜，显著提高它在大气和海水中的耐腐蚀性。

加硅的另一优点还在于它提高黄铜的铸造性能。硅能显

著降低黄铜的液相线温度，缩小凝固温度范围，提高充型能力，减少疏松倾向，使铸件组织致密，提高了铸件的耐水压性能。

常用的硅黄铜为ZCuZn16Si4，在各种铜合金中它的力学性能属于中等水平，但显著超过了锡青铜。在大气、淡水、300℃以下的蒸气、石油、酒精和其他有机介质中抗蚀性良好。它的铸造性能较好，流动性好，疏松热裂倾向小，线收缩率较小，铸件气密性良好，可用于铸造复杂的砂型铸件，也可用于金属型和压铸，切削性能和焊接性能也都比较好，故广泛用来制作泵壳、叶轮、水泵活塞和阀体等耐水压零件，砂型铸造时耐水压性能一般可达50 MPa。

硅黄铜ZCuZn16Si4的组织由α固溶体和少量（α+γ）共析体所组成，为了保证良好的力学性能，组织中脆性相γ的数量比例不能太高，因此，硅和锌的加入量应配合适当。

ZCuZn16Si4的体收缩比锰黄铜小，氧化倾向比其他黄铜小，但由于含锌量低，熔化时吸气倾向大，它虽不像含铝的铜合金那样容易产生氧化夹杂，但稍一疏忽仍会产生夹杂。气孔和渗漏是硅黄铜铸造工艺上应注意防止的问题。

(5) 铅的作用及铅黄铜

铅加入黄铜中的主要作用是改善切削加工性能，这是因为黄铜中的α相塑性很好，其切削性能较差，不易获得粗糙度值低的加工表面。当加入 w (Pb) = 1%～2%后，由于Pb既不溶于纯铜和黄铜，也不起任何化学反应，而以游离状的细小颗粒分布在α和β晶界上，使晶粒彼此隔离，基体连续性破坏，加工时就能获得分散、易断的切屑和光洁的表面，从而提高了合金的切削加工性能。加铅后由于在基体上均匀分布着软的铅质点，因而铅也提高黄铜的耐磨性。但是黄铜中含 w (Pb) ＞3%以后，不再显著改善切削性能，而大大降低黄铜的强度和塑性，因此，铅的加入质量分数不能超过3%。

常用的铅黄铜ZCuZn40Pb2，二元锌当量为42%，铸态显微组织为（α+β）及粒状Pb。由于它的切削性能好，加工表面光洁，广泛用来制造衬套、阀等压铸件及精密仪器、钟表零件等。

(6) 镍的作用

镍使组织细化，提高冲击韧度，特别是提高黄铜的耐腐蚀性能，但镍元素较贵，对力学性能的有利作用微弱，一般高强度黄铜可以不加镍，仅在某些锰黄铜中，为了进一步阻止“脱锌”以提高耐腐蚀性能才加入少量的镍。

2.5.3 黄铜的铸造工艺特点

黄铜的凝固温度区间很小，所以大部分黄铜的铸造工艺特点与铝青铜相似，仅硅黄铜介于铝青铜和锡青铜之间。

(1) 普通黄铜与锰黄铜铸造工艺

普通黄铜与锰黄铜中含锌量较高，因此合金在熔炼和浇注过程中易产生较多的氧化夹杂，而且当铜合金液注入型腔后，产生大量的锌蒸气，阻碍合金液的流动，降低金属液的流动性。所以黄铜的铸件表面粗糙，常有皱皮、结疤等缺陷。为克服上述缺陷，常采取以下措施。

1) 设置带有挡渣措施的，先封闭后开放的底注式浇注系统（与铝青铜相似），充分清除铜合金液中的氧化夹杂，铜合金液平稳地注入铸型。

2) 浇注前，应加入少量的铝（w (Al) = 0.25%～0.5%），使铜液表面形成一层致密的 Al_2O_3 保护膜，以减少锌的蒸发和氧化，降低型腔内的锌蒸气压，这样，不仅提高了合金的流动性，减少了氧化夹杂，而且表面粗糙度也有明显的改善。

3) 提高铸型的排气能力，以降低型腔内的锌蒸气压。

普通黄铜与锰黄铜具有很大的体收缩和线收缩。体收缩、线收缩率与铝青铜相当，因此，锰黄铜容易形成集中大缩孔，必须采取顺序凝固，设置大冒口进行补缩。

(2) 硅黄铜铸造工艺

硅黄铜是特殊黄铜中铸造性能最好的一种，不仅流动性好，组织致密，耐水压性能高，而且体收缩和线收缩均比锰黄铜小，氧化倾向也小，因此硅黄铜的铸造工艺介于锡青铜与铝青铜之间，需要设置冒口，热节处需用冷铁，应符合顺序凝固及采用先封闭后开放式浇注系统，但是冒口可以比锰黄铜冒口小，可采用暗冒口，浇注系统一般采用中注式，即由分型面处注入。

2.6 铸造白铜

铸造白铜是以镍为主要合金元素的铜合金，在此基础上再添加第三种合金元素，如Zn、Al、Mn、Nb等，相应地称为锌白铜、铝白铜、锰白铜、铌白铜等。

铸造白铜具有优良的耐腐蚀性和较高的强度、良好的铸造工艺性能，广泛用于制造耐腐蚀结构零件和制品。

2.6.1 铸造白铜的牌号、成分与特性

铸造白铜的牌号很多，其中常用的合金牌号和成分见表2.3-26所示。

表2.3-26　铸造白铜的化学成分与特点

合金牌号	主要化学成分（质量分数）/%								特点及用途
	Ni	Fe	Sn	Al	Nb	Zn	Pb	Cu	
ZCuNi10Fe	9.0～11.0	1.0～1.8	—	—	—	—	—	余量	在大气、海水、酸和碱性介质中有优良的耐蚀性，焊接性能好。可用于抗海水腐蚀和化工零件，压缩机阀、泵壳、叶片等
ZCuNi15Al11Fe1	13.5～16.5	0.4～1.0	—	10.7～11.5	Co1.0～2.0	—	—	余量	有高的强度、硬度，足够的热强性，能用于较高温度下工作的船舶结构零件、玻璃模具等
ZCuNi20Sn4Zn5Pb4	19.5～21.5	—	3.5～4.5	—	—	3.0～9.0	3.0～5.0	余量	有较高的耐腐蚀性，易钎焊和切削加工，流动性较差。可用于船舶结构件、保护装置、乐器、装饰零件等

续表 2.3-26

合金牌号	主要化学成分（质量分数）/%								特点及用途
	Ni	Fe	Sn	Al	Nb	Zn	Pb	Cu	
ZCuNi25Sn5Zn2Pb2	24.5~27.0	—	4.5~5.5	—	—	1.0~4.0	1.0~2.5	余量	有较高的耐腐蚀性，易钎焊和切削加工。可用于船舶结构件、装饰、保护装置、食品加工设备的零件等
ZCuNi30Nb1Fe	28.0~32.0	0.25~1.5	—	—	0.5~1.5	—	—	余量	在大气和海水中有较高的耐蚀性，较高的强度，良好的焊接性。可用于抗海水腐蚀的零件、阀门座、泵壳体等

2.6.2 铸造白铜的组织及主要合金元素

图 2.3-47 为 Cu－Ni 二元合金相图，Cu 和 Ni 能无限互溶形成连续固溶体，在镍的质量分数大于 30% 时存在一个介稳相区，$\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$。而添加合金元素能改变介稳相区的大小和位置。

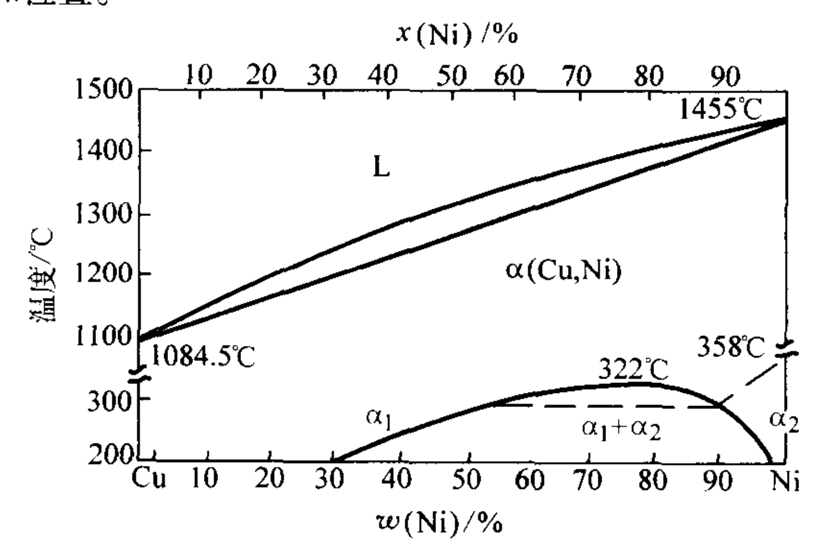


图 2.3-47 Cu－Ni 二元合金相图

Zn 能大量地溶于 Cu－Ni 固溶体，形成 Cu－Ni－Zn 三元 α 固溶体，提高合金的强度、硬度和抗大气腐蚀的能力，并使合金具有银白色。因此，锌白铜除作为耐腐蚀结构件材料使用外，还广泛用作装饰材料。

Fe 在 Cu－Ni 合金中的溶解度很小，少量的 Fe 能提高合金的力学性能和耐腐蚀性，特别是耐海水冲击能力。但是，当 w（Fe）＞20% 时，会引起腐蚀开裂。

Al 在 Cu－Ni 合金中的溶解度也不大，并随温度的下降而减小，由于 Ni_3Al 化合物的沉淀析出，可有效地提高合金的强度和硬度。

Sn 与 Ni 能形成 $(CuNi)_3Sn$ 相，起明显强化作用。

Nb 和 Si 同 Ni 也能形成具有沉淀硬化作用的 Ni_3Nb 和 Ni_3Si 化合物。另外，Nb 还能改善合金的高温性能。

2.6.3 铸造白铜的物理、化学和力学性能

铸造白铜在大气、淡水和海水中有很高的耐蚀性，在碱性盐溶液和有机化合物溶液中也有很好的耐蚀性。卤素和二氧化碳在室温下几乎对白铜不起作用。白铜还有良好的抗生物污染腐蚀性能。铸造白铜的物理性能和腐蚀性能见表 2.3-27、表 2.3-28 所示。铸造白铜的室温力学性能和 ZCuNi20Sn4Zn5Pb4 合金的力学性能与温度的关系见表 2.3-29 和表 2.3-30 所示。

表 2.3-27 铸造白铜的物理性能

合金牌号	固相点 /℃	液相点 /℃	密度 ρ/g·cm^{-3}	比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	电阻率 ρ/μΩ·m	电导率 γ/%IACS	线胀系数 α/10^{-6}K^{-1}
ZCuNi10Fe	1 149	1 099	8.94	376	50	0.157	11	17.1 (20~550℃)
ZCuNi15Al11Fe	1 077	1 068	7.45	418	47.7 (37℃) 705 (408℃)	0.191	9	16.56 (20~550℃)
ZCuNi20Sn4Zn5Pb4	1 142	1 108	8.85	376	22.8	0.359	4.8	16.82 (20~300℃)
ZCuNi25Sn5Zn2Pb2	1 180	1 140	8.85	377	—	0.345	5	15.66 (20~93℃) 16.92 (20~260℃)
ZCuNi30Nb1Fe	1 237	1 171	8.94	376	50	0.345	5	16.20 (20~300℃)

表 2.3-28 铸造白铜的腐蚀性能

腐蚀介质	腐蚀速度/mm·a^{-1}	
	ZCuNi10Fe	ZCuNi30Nb1Fe
工业大气	0.002	0.002
海洋大气	0.001	0.001

续表 2.3-28

腐蚀介质	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	
	ZCuNi10Fe	ZCuNi30Nb1Fe
淡水	0.003	0.003
海水	0.011 6	0.03
φ（NaCl）=3%溶液	0.048	0.019
φ（H_2SO_4）=10%溶液	0.09	0.08
φ（H_3PO_4）=8%溶液	0.55	0.50
φ（NaOH）=10%	0.15	0.005

表 2.3-29 铸造白铜的室温力学性能

合金牌号	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	硬度 HBW	弹性模量 E/GPa	切变模量 G/GPa
ZCuNi10Fe	310~350	170~210	20~28	980	124	46.9
ZCuNi15Al11Fe	655~690	345~365	1~3	1 980	124	—
ZCuNi20Sn4Zn5Pb4	275~345	140~205	15~25	880	131	—
ZCuNi25Sn5Zn2Pb2	310~380	150~205	15~16	1 275	138	—
ZCuNi30Nb1Fe	415~470	220~255	20~28	1 370	145	—

表 2.3-30 ZCuNi20Sn4Zn5Pb4 合金的力学性能与温度的关系

试验温度 /℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ/%	硬度 HBW
-40	350	185	22	835
37	325	170	21	835
93	305	145	20	815
149	290	135	18	805
232	255	135	16	785
288	160	140	—	775

2.7 铸造铜合金的熔炼

铜合金铸件的常见缺陷如力学性能不合格、气孔、夹渣、渗漏、偏析等，主原因是熔炼工艺控制不当。铜合金熔炼的要求是：

1）严格控制合金的化学成分，准确配料；
2）净化合金液，防止铜液氧化、吸气；
3）严格控制熔炼温度和浇注温度，缩短熔炼时间；
4）防止合金偏析，特别是一些铜合金的密度偏析。

铜合金的熔炼要点是：准确的配料、防止吸气、有效的脱氧和精炼、严格控制熔炼和浇注温度、确保正确的化学成分。

2.7.1 铜合金的氧化和脱氧

（1）铜合金的氧化

铜合金在熔化后，很容易被炉气中的氧缩氧化，在液面上发生下列反应：

$$4Cu + O_2 = 2Cu_2O \qquad (2.3\text{-}17)$$

图 2.3-48 表示了 Cu－O 二元相图的铜角部分。从铜中可以看出，Cu_2O 与 α 相在 1 066℃时形成 α + Cu_2O 共晶体。氧在α(Cu) 中的溶解度非常小，在高温时最大溶解度（质量分数）仅 0.003 6%，这说明在铜液中只要含有微量的氧就会生成 α + Cu_2O 共晶体。

Cu_2O 在液面生成后，能不断地溶解于铜液中。如果脱氧不良，冷却凝固后，这些 α + Cu_2O 共晶体就会分布在 α 晶粒的周围。Cu_2O 对铜合金的危害性很大，主要体现在以下几方面。

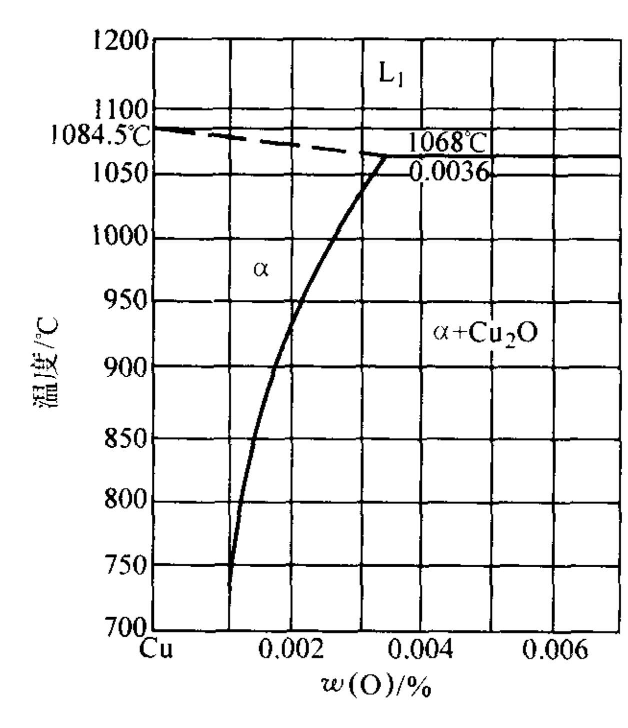


图 2.3-48 Cu－O 二元相图的铜角部分

1）低熔点的 α + Cu_2O 共晶体分布在 α 晶界处，容易使铜合金产生热脆性。

2）如果铜合金中含有氢，则在晶界处产生化学反应：

$$Cu_2O + H_2 = 2Cu + H_2O_{(G)} \quad (2.3\text{-}18)$$

反应生成的水蒸气，一方面导致气孔的产生，另一方面导致晶粒间产生大量的微观裂纹，是晶粒间结合力降低，合金变脆。含有 Cu_2O 的铜铸件不能在还原性的炉氛中进行热处理，否则氢将渗入 α 相的晶界，按反应式（2.3-18）生成水汽，其压力随晶间压力的增大而增加，从而导致晶界显微裂纹的产生。

3）Cu_2O 有很高的分解压力，由图 2.3-49 可以看出，Cu_2O 的分解压力 p_{O_2} 比合金元素铝、镁、硅、锰的氧化物的分解压力高得多，如果在脱氧前加入这些合金元素，Cu_2O 就会将它们氧化，生成 Al_2O_3、SiO_2 等反应产物：

$$2Cu_2O + 2Al = Al_2O_3 + 6Cu \quad (2.3\text{-}19)$$

$$2Cu_2O + Si = SiO_2 + 4Cu \quad (2.3\text{-}20)$$

这些反应产物将悬浮在铜液中，很难清除，会在铸件中形成夹杂。

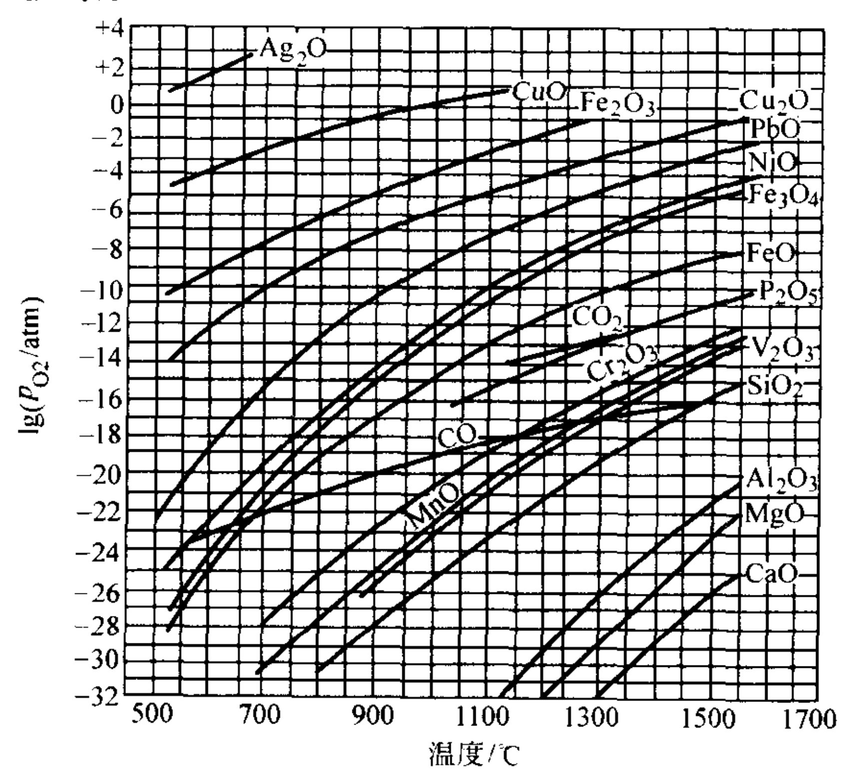


图 2.3-49　某些金属氧化物的分解压 p_{O_2} 与温度的关系

1atm = 101.325 kPa

（2）铜合金的脱氧

1）脱氧的基本原理　脱氧就是使金属液中氧化物还原的过程。

氧在铜和铜合金中存在的形式是氧化亚铜，因此，在铜液中加入那些与氧亲和力比铜与氧亲和力大的元素，就可以将氧化亚铜中的铜还原出来，如生成物能自动上浮至铜液的表面而被除去，即可完成脱氧的过程，加入的元素称为“脱氧剂”。

2）脱氧剂的选用　根据脱氧的原理，对脱氧剂应满足以下一些要求：

① 脱氧剂和氧化物的分解压力应小于氧化亚铜；

② 加入的脱氧剂的反应产物，应对铜合金的性能无害；

③ 脱氧剂的反应产物应不溶解于金属液中，而且易凝聚、上浮，便于除去；

④ 脱氧剂价格便宜，来源广。

3）脱氧方法　根据脱氧剂的不同性能，铜合金的脱氧方法有三种。

① 沉淀脱氧　加入的脱氧剂能溶解于铜合金液中，脱氧反应在整个熔池内进行。这种脱氧速度快，脱氧彻底，用磷脱氧即属于沉淀脱氧。但脱氧产物不能清除时将增加合金液中杂质的含量。

② 扩散脱氧　脱氧剂不溶解于铜合金液中，脱氧反应仅在铜合金液界面上进行，借助于 Cu_2O 不断向界面扩散才能不断脱氧，故称为扩散脱氧。此种方法脱氧作用缓慢，达到完全脱氧所需时间较长，但对铜合金液的成分无影响。扩散脱氧剂有碳化钙（CaC_2）、硼化镁（Mg_3B_2）等。

它们和氧化亚铜产生下列反应：

$$5Cu_2O + CaC_2 = CaO + 2CO_2 + 10Cu \quad (2.3\text{-}21)$$

$$6Cu_2O + Mg_3B_2 = 3MgO + B_2O_3 + 12Cu \quad (2.3\text{-}22)$$

反应产物在液面成渣，容易扒去。

③ 沸腾脱氧　所使用的脱氧剂能与氧作用，产生不溶解于铜液的 CO 气体，由于 CO 气体产生后能立即上升，因此引起合金液激烈翻腾，故称为沸腾脱氧。常用的沸腾脱氧剂有青木、重油等。沸腾脱氧适用于反射炉熔炼的纯铜脱氧。

（3）磷铜脱氧

除电工材料用的纯铜外，磷是应用最广泛的脱氧剂，磷以磷铜中间合金形式加入，故常用的磷铜中磷的质量分数为 8%～14%。磷铜加入铜液后，即在整个熔池内进行脱氧反应。脱氧第一阶段，磷蒸气与铜液中的 Cu_2O 作用：

$$5Cu_2O + 2P = P_2O_5 + 10Cu \quad (2.3\text{-}23)$$

反应产物 P_2O_5 的沸点为 347℃，在铜液中以气泡形式上浮，上浮过程中继续与 Cu_2O 反应，进入脱氧第二阶段

$$Cu_2O + P_2O_5 = 2CuPO_3 \quad (2.3\text{-}24)$$

Cu_2O 可以清除殆尽。

当 Cu_2O 含量较高，磷蒸气逸出较慢时，磷也可能直接与 Cu_2O 反应

$$6Cu_2O + 2P = 2CuPO_3 + 10Cu \quad (2.3\text{-}25)$$

偏磷酸铜 $CuPO_3$ 的熔点低，密度比铜小，容易上浮至液面而被除去。

由于反应（2.3-23）较剧烈，产生大量 P_2O_5，总有部分未进一步反应生成 $CuPO_3$，逸出液面，污染环境。

脱氧所需磷铜加入量取决于铜液含氧量、磷铜的含磷量，与铜液温度及操作工艺也有密切关系。生产中磷的加入质量分数一般控制在 0.03%～0.06%范围内。

加入磷量过多，则铜液中残留磷量过高，促使铜液与铸型中的水分反应

$$2P + 5H_2O = P_2O_5 + 5H_2 \quad (2.3\text{-}26)$$

反应产物 H_2 渗入铜铸件中，形成皮下气孔。因此，砂型铸造时残余磷的质量分数应控制在 0.005%～0.01%范围内。金属型铸造可适当放宽。

电工器材用的高电导率铜不能用磷铜脱氧，以免剧烈降低电导率。熔炼高电导率铜时，可先加 w（P）= 0.03%进行预脱氧，然后加 w（Li）= 0.03%终脱氧。Li－Ca 或 Li－Cu 以中间合金形式加入，产生下列反应，能同时去氢去氧

$$2Li + H_2 + 2Cu_2O = 2LiOH + 4Cu \quad (2.3\text{-}27)$$

残留锂对电导率影响较少，故使用广泛，但锂的价格昂贵，仅在终脱氧时加入，加入量要严格计算好。黄铜含锌量高，锌本身能脱氧因此不必脱氧操作。

2.7.2　铜合金的除气精炼

炉气中有 H_2、O_2、N_2、H_2O、CO、CO_2、SO_2 等，其中 O_2、H_2O 使铜氧化，H_2、O_2、SO_2 等能溶入铜液中。

（1）气体在铜合金中溶解特性

熔炼铜合金时，炉气中各个组分与铜液之间的作用见表 2.3-31。以下分别叙述各种气体在铜液中的溶解特性。

表 2.3-31　气体在铜液中的作用

气　体	气体与铜液之间的作用
N_2	对铜液呈中性，不溶于铜液中
H_2	原子态［H］大量溶于铜液中，有害
O_2	与铜液之间产生反应：$4Cu + O_2 = 2Cu_2O$，Cu_2O 溶于铜液中，对合金有害

续表 2.3-31

气　体	气体与铜液之间的作用
CO	CO与铜液中的 Cu_2O 产生反应： $CO + Cu_2O = 2Cu + CO_2\uparrow$，CO不溶于铜液中，有脱氧效果
CO_2	对铜液呈中性，不溶于铜液中
SO_2	与铜液反应，$6Cu + SO_2 = 2Cu_2O + Cu_2S$ 进入铜液中的 SO_2 和 Cu_2S 都有害
H_2O	不溶于铜液中，但在凝固时溶入铜液中的［H］、［O］结合成 H_2O，在铸件中形成气孔

1）氢　从图2.3-49可以看出，在铜液中的溶解度很大，特别在高温下，氢的溶解度随温度的升高而急剧增加。在氢的压力为0.1 MPa时，氢在铜中的溶解度与温度之间的关系见表2.3-32，当铜液冷却至凝固时，氢的溶解度呈直线急剧下降，氢呈气泡形式析出，凝固后在铸件中形成气孔。

表 2.3-32　氢在铜中的溶解度与温度之间的关系

温度/℃	0.1 MPa氢分压时，氢在100 g铜液中的溶解度/mL	温度/℃	0.1 MPa氢分压时，氢在100 g铜液中的溶解度/mL
400	0.06	1 084.5	2.1（固态）
500	0.16		6.0（液态）
600	0.30	1 100	6.3
700	0.49	1 200	8.1
800	0.72	1 300	10.0
900	1.08	1 400	11.8
1 000	1.58	1 500	13.6

氢以原子状态溶入铜液中，氢的溶解和氢分压之间的关系服从 Sieverts 公式

$$[H] = K\sqrt{p_{H_2}} \qquad (2.3\text{-}28)$$

式中，［H］为氢在100 g铜液中的溶解度，mL；p_{H_2} 为氢的分压，MPa；K 为与温度有关的常数。

在铜的熔点1 084.5℃时，当 $p_{H_2} = 0.1$ MPa，氢在铜液中溶解度［H］= 6.0 mL/100 g，代入式（2.3-28）

$$6.0\ \text{mL}/100\ \text{g} = K\sqrt{0.1\ \text{MPa}}$$

所以

$$K = 18.9 \qquad (2.3\text{-}29)$$

在1 084.5℃时，氢在100 g固态铜中的溶解度［H］= 2.1 mL，将 K 代入式（2.3-28）得

$$2.1\ \text{mL}/100\ \text{g} = 18.9\sqrt{p_{H_2}}，所以\ p_{H_2} = 12.35\ \text{kPa} \qquad (2.3\text{-}30)$$

这说明在1 084.5℃时，氢在铜液中的分压大于12.35 kPa时就具备产生氢气泡的热力学条件，如滞留在铸件内就成为气孔。

氢并不是来源大气中氢的分压，而主要来源于燃料、炉料中水蒸气及碳氢化合物的分解，不同合金元素对氢在铜液中的溶解度有不同的影响，如图2.3-50所示。铝和锡降低氢的溶解度，镍显著增加氢的溶解度。造成这种情况的原因是铝青铜表面的致密 Al_2O_3 膜，能保护铜液，而 Cu-Ni 合金没有表面保护层，能吸附较多氢原子。

2）水汽　水汽不能直接溶于铜液中，但在熔炼的高温条件下，水汽能与铜液反应：

$$Cu + H_2O_{(G)} = Cu_2O + 2[H] \qquad (2.3\text{-}31)$$

由于反应产物 Cu_2O 也溶于铜液中，故上式可改写为

$$H_2O_{(G)} = [O] + 2[H] \qquad (2.3\text{-}32)$$

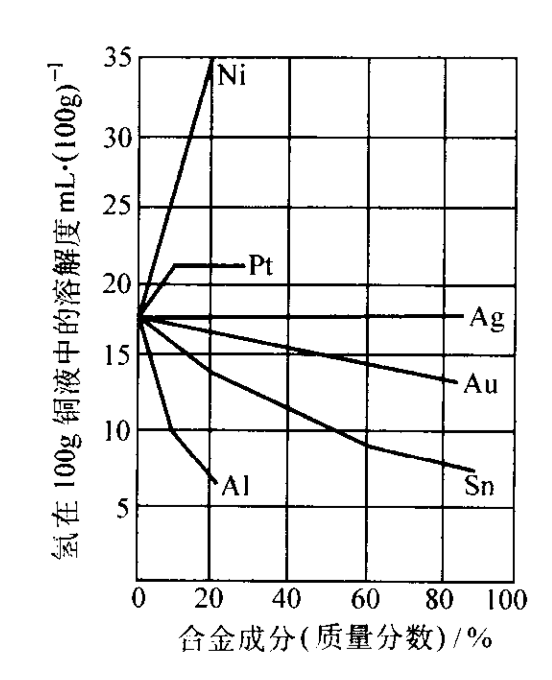


图 2.3-50　合金元素对氢在铜合金中溶解度的影响

上述反应可用平衡常数 K 表示：

$$K = \frac{[H]^2[O]}{p_{H_2O(G)}} \qquad (2.3\text{-}33)$$

式中，K 为平衡常数，和温度有关；［H］为氢在铜液中的溶解度（体积分数），%；［O］为氧在铜液中的溶解度（体积分数），%；p_{H_2O} 为炉气中水汽的分压，kPa。

由式（2.3-33）可知，当熔炼温度一定，K 值也一定时，铜液中 $[H]^2[O]$ 值与 p_{H_2O} 成正比，p_{H_2O} 越高，$[H]^2[O]$ 值越大；当 p_{H_2O} 为一定值时，随温度升高，K 值增大，$[H]^2[O]$ 值也增大。凝固过程中，K 值随温度下降而变小，$[H]^2[O]$ 值降低，过饱和的 $[H]^2$ 和［O］结合成水汽分子，如来不及逸出即成为气孔。

式（2.3-33）也可以写成：

$$[H]^2 = K\frac{p_{H_2O}}{[O]}$$

在温度一定时，K 为常数，故当水气分压一定时，铜液中的氧与氢的平方成反比，含氧量增高，含氢量降低。

3）CO、CO_2　这两种汽体均不溶于铜液中。CO能使 Cu_2O 还原；CO_2 使铜液中的铝、硅、锰、锌氧化，生成这些元素的氧化物如 Al_2O_3、SiO_2 等，但能随 CO_2 气泡一起上浮而被除去，因此对铜液质量影响不大。

但在含镍的铜合金中，CO，CO_2 与镍产生下列反应

$$4Ni + CO = Ni_3C + NiO \qquad (2.3\text{-}34)$$

$$Ni + CO_2 = NiO + CO \qquad (2.3\text{-}35)$$

Ni_3C、NiO 均能溶解在铜液中，溶解度随温度下降而降低，NiO、Ni_3C 重新析出，促使反应向左进行，在凝固后期产生 CO，CO_2 在铸件中成为气孔。

4）SO_2　能溶解于铜液中，并与铜产生下列反应

$$SO_2 + 6Cu = 2Cu_2O + Cu_2S \qquad (2.3\text{-}36)$$

凝固时 Cu_2S 沿晶界析出，产生热脆性，成为有害的杂质，如同时有残余 Cu_2O，反应方向向左生成 SO_2，在铸件中形成气孔，因此不宜使用含硫量高的燃料。

（2）除气、精炼原理及方法

氢是引起铜合金气孔的主要原因，因此铜合金除气主要是除氢和防止吸氢。常用的除氢方法有下列几种：氧化法除氢，沸腾法除氢，通惰气体除氢，氯盐除氢，真空除氢等，后面三种方法和铝液除氢的工艺原理相似。

1）氧化法除氢　这种方法除氢的原理是利用式（2.3-33）的关系，当熔炼温度、炉膛压力不变，炉气中水汽浓度一定时，$[H]^2[O]$ 值为常数，可作出图2.3-51所示的铜液中 $K = [H]^2[O]$ 关系曲线。从图中可知，氧浓度增加，则氢浓

度降低，反之也然。因此，铜液脱氧和除氢是两个互相制约的过程，要除氢，需要铜液增氧。

氧化法除氢先是使铜液氧化增氧，彻底清除氢，然后进行脱氧，脱氧后及时浇注，从而完成除氢、脱氧这两个相互矛盾的过程，在一定条件下得到统一，达到既除氢又脱氧的目的。

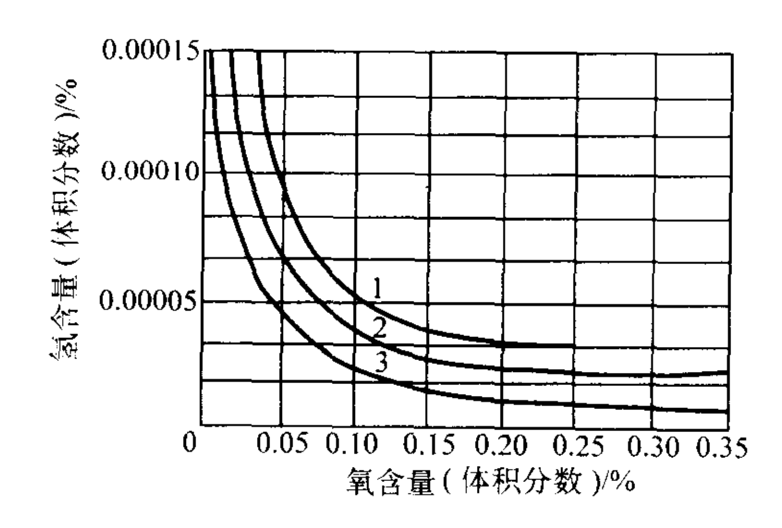


图 2.3-51　铜液中 $K=[H]^2[O]$关系曲线

1—1 350℃；2—1 250℃；3—1 150℃

氧化法除氢只适用于纯铜、锡青铜、铅青铜等。如果熔炼铝青铜、硅青铜、锰青铜时，应在加入铝、硅、锰之前用氧化法除氢，然后用磷铜脱氧，再加入合金元素或回炉料。用合金锭熔炼时，不允许氧化法脱氢，以防元素烧损。

铜液增氧方法有二种。一种是控制炉气为氧化性，提高炉气中氧的分压，增加铜液中氧的浓度。具体方法有：增加鼓风量、加强通风、增强供氧；另一种为加入氧化性熔剂，如磷铜，使铜液增氧。

2）沸腾法除氢　锌的沸点只有 907℃，黄铜可采用沸腾法除氢。黄铜的蒸气压随锌量增大、温度上升而增高，见表 2.3-33。从表中可知，锌的质量分数高于 35% 的黄铜沸点低于 1 130℃，铜液已经沸腾（黄铜的熔炼温度为 1 150 ~ 1 200℃），大量锌蒸气逸出，气体、夹杂也随之带去，从而净化铜液，不需其他措施就能获得优质的铜液。对于含锌量较低的黄铜，在熔炼温度不沸腾，如硅黄铜 ZCuZn16Si4，含锌量很低，为了除氢，在熔炼后期，必须快速加热至沸点，使铜液短期沸腾后，再加入回炉料，快速降温，及时浇注。

表 2.3-33　黄铜含锌量与沸腾温度的关系

w (Zn) /%	10	20	30	35	40	100
沸点/℃	1 600	1 300	1 185	1 130	1 080	907

2.7.3　铜合金熔炼用溶剂

（1）覆盖溶剂

1）木炭　木炭曾是熔炼铜合金应用最普遍的覆盖剂，主要作用是防氧化、脱氧和保温，但由于木炭是疏松多孔的物质，表面活性大，能强烈吸附水汽，因此使用前必须在 1 000 ~ 1 050℃高温下焙烧，除去吸附的水汽。

木炭在铜液表面燃烧，生成还原性气体 CO，形成保护气膜，阻止铜液进一步被氧化，还能扩散脱氧使 Cu_2O 还原，起辅助脱氧作用。木炭燃烧发热又是良好的保温剂。对于熔池表面积大，浇注时间长的反射炉，浇注过程中应覆盖木炭，防止氧化和温度下降。只有含镍的铜合金不能用木炭作覆盖剂，否则将发生有害反应（见式（2.3-34）和式（2.3-35）），析出 CO 在铸件中形成气孔，Ni_3C、NiO 形成夹渣。

当焦炭、重油等燃烧不完全，炉气呈还原性时，也不能用木炭覆盖，否则炉气中的氢将通过活性的木炭溶入铜合金液中。

2）玻璃　不宜用木炭覆盖时，可使用玻璃。玻璃是一种复合硅酸盐（$Na_2O\cdot CaO\cdot 6SiO_2$），熔点在 900 ~ 1 200℃之间，化学性能稳定，不与铜合金中任何元素发生化学反应，也不吸收炉气中的水汽，故同时具有氧化和保温作用。但由于熔点高，黏度大，扒渣较困难，熔渣和铜液相混，会增大熔耗，应加入一些碱性物质，如 Na_2NO_3、CaO、$Na_2B_3O_7$ 等和玻璃形成低熔点的复合硅酸盐，提高流动性，以便于清除。

（2）精炼熔剂

铜液中常见的不溶性氧化夹杂有 Al_2O_3、SiO_2、SnO_2 等，它们的分解压力低，不能用脱氧法使其还原。这些氧化物熔点高，呈弥散状分布在铜液中。但这些氧化物多呈酸性或中性，可用碱性熔剂清除这些夹杂，由碱性熔剂与这些夹杂形成低熔点的复盐，密度比铜液小，能聚集上浮进入熔渣后被清除。

1）清除 Al_2O_3　可用 Na_2CO_3、CaF_2、Na_3AlF_6 作为精炼溶剂，其化学反应如下：

$$Al_2O_3+Na_2CO_3=Na_2Al_2O_4+CO_2 \quad (2.3\text{-}37)$$

生成的 $Na_2Al_2O_4$ 的熔点低，密度比铜液小，上浮至液面，成为熔渣，CO_2 呈气泡上浮，有精炼作用。

$$Al_2O_3+3CaF_2=2AlF_3+3CaO \quad (2.3\text{-}38)$$

AlF_3 呈气泡逸出液面，CaO 与玻璃形成低熔点复盐进入熔渣中。

$$2Al_2O_3+2Na_3AlF_6=4AlF_3+Na_2Al_2O_4+2Na_2O \quad (2.3\text{-}39)$$

冰晶石（Na_3AlF_6）不仅能造渣（生成 $Na_2Al_2O_4$）除去 Al_2O_3，而且还能溶解和吸附部分 Al_2O_3，精炼的效果好，对铝青铜有良好的精炼作用。

2）清除 SiO_2　可用 Na_2CO_3，其反应如下：

$$SiO_2+2Na_2CO_3=Na_4SiO_4+2CO_2 \quad (2.3\text{-}40)$$

生成的 Na_4SiO_4 成为熔渣被除去。

3）清除 SnO_2　可用 Na_2CO_3、$Na_2B_4O_7$、CaO、B_2O_3，精炼反应如下：

$$SnO_2+Na_2CO_3=Na_2SnO_3+CO_2 \quad (2.3\text{-}41)$$

$$SnO_2+2Na_2CO_3+B_2O_3=Na_2B_2O_4\cdot Na_2SnO_3+2CO_2 \quad (2.3\text{-}42)$$

$$SnO_2+2CaO+Na_2B_4O_7=2CaB_2O_4\cdot Na_2SnO_3 \quad (2.3\text{-}43)$$

反应产物 Na_2SnO_3 及其复盐，熔点比铜液低，密度比铜液小，容易上浮至铜液表面，形成熔渣而被除去。

采用精炼熔剂时，增加了熔渣量，给清渣带来麻烦，一般只在熔炼夹杂含量多的杂铜和易氧化的铝青铜时使用。

2.7.4　铜合金熔液的质量检测

（1）化学成分检测

炉料全部熔化搅拌均匀后，就可从炉内取样进行化学成分分析，一般情况下，炉前只分析合金的主要成分。所取试样必须有充分的代表性。因此，取样前应彻底搅拌熔液，浇注试样用的熔液应从熔池中部取出。当化学成分不合格时，应调整成分。

（2）含气量检测

1）常压凝固法　这种方法是在大气条件下检测铜液的含气量，试样在干砂型中浇注，其形状、尺寸如图 2.3-52 所示。铜液浇入干型后，刮去表面氧化皮，观察凝固状态。图 2.3-53 表示三种不同含气量的试样，图 a 所示试样凝固后表面缩陷，含气量低，检测合格；图 b 所示试样的表面平坦，含有较多的气体，检测不合格；图 c 所示试样表面被气体拱起，有大量气体，必须采取有效的精炼措施，直至检测合格。

常压凝固法简便易行，但灵敏度不高，有时即使试样收缩，铸件中仍会出现气孔。因黄铜含有大量的锌，能通过沸腾精炼，所以，除硅黄铜 ZCuZn16Si4 外，不必检测含气量。

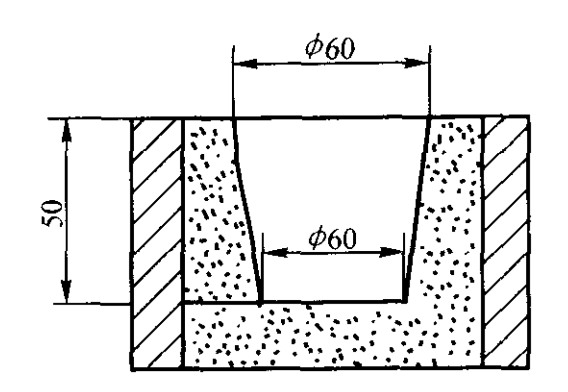
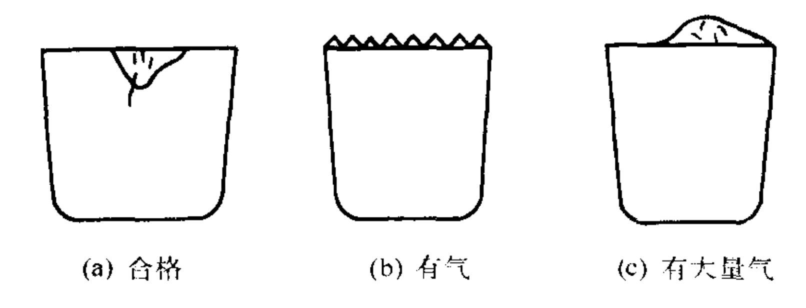


图 2.3-52　浇注含气量试样的砂型图



(a) 合格　　(b) 有气　　(c) 有大量气

图 2.3-53　含气量试样不同的收缩情况

2) 减压凝固法　图 2.3-54 为减压测氢仪简图。检测时，将铜液倒入取样坩埚，放入测氢仪的压力室内，当试样表面凝固结成一定厚度的硬壳时，进行调压，使试样表面呈凸起而不破裂的气包，如图 2.3-55 所示，图 a 表示减压过大，造成真空除气，表面破裂，图 c 表示减压过小，铜试样缩陷，都不合适，图 b 表示试样表面凸而不破，此时的减压值就相对地代表铜液内的 p_{H_2}，和一定的含气量相对应。

减压测氢仪能随时取样，快速测定铜液的含氢量，及时控制、调整精炼过程，可以节省能源，提高生产率。根据积累的数据可知，减压降压值为 5.33～6.67 Pa 时，相当于 2.6～2.7 mL/100 g 的含氢量，浇注大型 ZCuAl8Mn13Fe3Ni2 合金船用推进器，已不会出现气孔缺陷。

(3) 炉前弯曲试验

弯曲试样外形、尺寸见图 2.3-56。浇注试样前，金属型

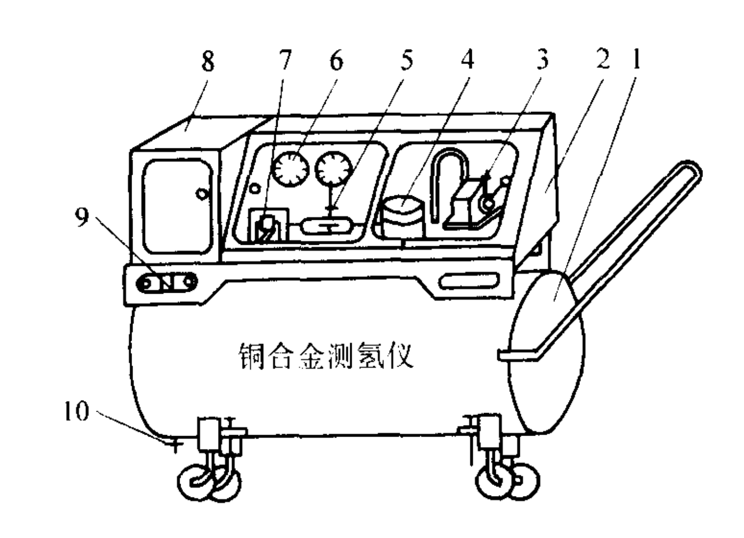
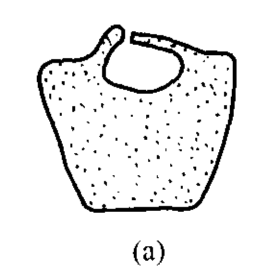
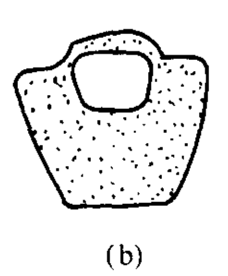
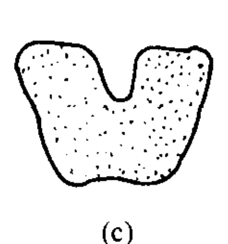


图 2.3-54　铜合金现场测氢仪简图

1—中间罐；2—仪器罩；3—真空泵；4—过滤罐；5—控制阀；6—真空表；7—压力室（包括盖，观察孔）；8—工具箱；9—控制开关；10—放水阀







(a)　　(b)　　(c)

图 2.3-55　减压值对铜液试样表面的影响

必须清理干净，预热，放平，浇注后的试样应符合尺寸要求。铝青铜试样可空冷到 550℃暗红色时淬水，黄铜、锡青铜试样淬水温度可低些。一般在浇注后 20～30 s 内淬水，然后按图 2.3-57c 所示的试验位置进行锤击，直至试样击断为止，测定折断角 α 符合表 2.3-34 的规定为合格。弯曲试验应在含气量、断口检查合格后进行。弯曲试样不可浇得太大，淬水温度也不能太高，以免影响测试的准确性。当折断角 α 过大时，应补加强化合金的元素；反之，折断角 α 过小，应补加纯铜。如果是黄铜，可过热片刻，使锌烧损一部分，直到检测折断角合格。

表 2.3-34　不同铜合金折断角 α 的规定范围

合金名称	ZCuSn5-Pb5Zn5	ZCuSn6-Zn6Pb3	ZCuSn-10P1	ZCuAl8Mn-13Fe3Ni2	ZCuAl9Fe-4Ni4Mn2	ZCuAl-10Fe3	ZCuAl-9Mn2	ZCuZn-16Si4	ZCuZn25Al-6Fe3Mn3	ZCuZn-40Mn2	ZCuZn40-Mn3Fe1
折断角 α	30°～60°	30°～60°	30°～60°	50°～80°	40°～70°	70°～80°	50°～80°	60°～90°	40°～60°	90°～135°	50°～80°

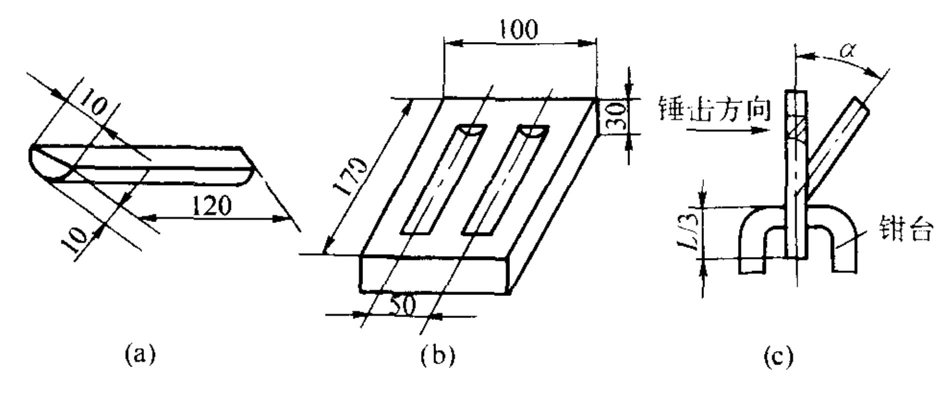


图 2.3-56　铜合金炉前弯曲试验

(4) 断口检查

断口检查应在弯曲试验之前进行，在干砂型中浇注工艺试样，敲断后观察断面组织。晶粒细，组织均匀，无偏析，无气孔，夹杂为合格。不合格时，对锡青铜可补加磷铜脱氧，铝青铜可加氯盐或通惰性气体精炼，直至合格为止。

2.7.5　铜合金的熔炼工艺

(1) 铜合金熔炼的一般原则

各类铜合金熔炼工艺不尽相同。但均应遵循下列原则。

1) 所有金属炉料表面必须清理干净，预热，熔剂应焙烧或预熔，彻底去除水分。更换合金牌号时，特别要注意的是，铝青铜、铝黄铜、硅黄铜用过的坩埚、炉衬不可熔炼锡青铜、铅青铜、镍白铜。

2) 铜合金液易氧化、吸气，应遵守“快速熔炼，及时浇注”的原则，不使铜液在炉内停留时间过长。

3) 大多数铜合金熔炼时控制炉氛为中性，对锡青铜、铅青铜可在弱氧化性炉氛中熔炼。

4) 加料次序应服从“快速熔化”、“防止氧化、吸气”的原则，根据炉料组成和熔炼设备灵活运用。

5) 严格控制熔炼温度。

6) 及时、准确执行炉前质量检验。

(2) 铜合金的炉料准备

铜合金品种多，成分复杂，在一些铜合金中的合金元素，到另一些铜合金中就可能成为有害杂质。所以对炉料的管理就应特别注意，熔炼工段应设有专门的炉料仓库，由专门人员负责管理。每批回炉料应按化验的成分归类，分开存放，严防不同牌号的回炉料混放一起。对成分不明的回炉料应进行化学分析。

金属炉料和回炉料表面的油污、泥沙、水分、锈蚀都应

被清除，必要时对锈蚀可用喷砂处理。炉料要预热，溶剂要焙烧。

开炉前应清除炉内、坩埚内以及出铜口的残留金属和炉渣。新坩埚要在600℃以上预热处理，最好不同种类的合金用不同的坩埚。熔炼用工具应上涂料、烘烤、预热。

(3) 铜合金的熔炼工艺要点

1) 纯铜　纯铜铸件的熔炼、铸造难度很大，因为①纯铜铸件要求高的导热性或导电性，对杂质含量的控制特别严，尤其是磷，不可用磷铜终脱氧，对炉衬、坩埚、熔炼工具要求严，不能使用铁质工具，以防渗铁，降低导热、导电性能。②纯铜的熔点高，容易氧化、吸氢，凝固时发生反应式（2.3-18），生成水汽气泡，浇注时浇冒口会上涨，导致大量针孔。③纯铜的收缩率大，高温强度低，容易发生热裂。

熔炼纯铜一般在经焙烧的木炭、米糠或麸皮的严密覆盖下进行，以防氧化，覆盖剂应随纯铜料一起加入炉中，纯铜开始熔化就被严密覆盖。在熔炼过程中须随时补加覆盖剂保持50~100 mm的覆盖层厚。木炭应在800℃以上焙烧4 h，边焙烧边使用，不允许在焙烧炉外放置24 h。

用木炭覆盖容易形成还原性炉氛，吸入氢气，应在弱氧化性炉氛中快速熔炼，使燃料燃烧完全。熔炼温度应控制在1 180~1 220℃，可先用磷铜预脱氧，出炉前再加质量分数0.03%左右的锂进行终脱氧，锂以Li－Ca或Li－Cu中间合金形式加入，可以脱氧并除氢［见反应式（2.3-27）］。

2) 锡青铜　锡青铜中的合金元素锡、铅、锌、磷等熔点都比较低，除磷以P－Cu中间合金形式加入外，其余都以纯金属状态直接加入炉中。

今以ZCuSn5Pb5Zn5合金为例说明熔炼工艺要点。

① 传统工艺　传统工艺的特点是先化清熔点高的基本组成铜，再加入低熔点的合金元素，容易氧化、蒸发的锌最后加入。具体步骤为：先加入木炭覆盖剂，加热坩埚，然后加入全部纯铜，化清后升温至1 200℃左右，用质量分数为0.3%~0.4%的磷铜脱氧后，依次加入回炉料和锡、锌、铅，最后补加质量分数为0.1%~0.2%的磷铜终脱氧，改善流动性，出炉温度1 200℃左右，浇注温度1 100~1 180℃。

② 新工艺　新工艺的特点是底部加锌，上面覆盖纯铜和回炉料，预脱氧后依次加入锡和铅。新工艺缩短了熔炼时间，降低了含气量。由于锌具有脱氧作用，因此可少加或不加磷铜脱氧，可减少残留含磷量，防止铸型反应，消除皮下气孔。另外，由于熔化锌时温度逐渐升高，不像传统工艺那样锌直接加入高温铜液中剧烈氧化，产生浓厚的ZnO白色烟雾，因此锌的熔化，蒸发时间虽比传统工艺长，但烧损率并不增加。新工艺能加速熔炼，提高铜液质量，有取代传统工艺的趋势。

3) 铝青铜　铝青铜中含有铝、铁、锰等，熔化后铜液表面有一层Al_2O_2，保护膜，故可以不加覆盖剂，但须防止铜液吸氢。铝青铜ZCuAl10Fe3合金的的熔炼工艺如下。

由于铝和铁的熔点差别很大，需先预制成Al－Fe中间合金，使其熔点接近铝青铜的熔炼温度，降低铝青铜的熔炼温度，加快熔炼速度。加料次序：先加纯铜，化清后升温至1 150~1 180℃，再加回炉料和Al－Fe中间合金，继续升温至1 200℃左右，有$w(ZnCl_2) = 0.1\%$精炼；炉前工艺试验合格后，调整铜液温度并加少量Na_3AlF_6清渣后，即可浇注。

4) 黄铜　黄铜含有大量的锌，由于锌的沸点低，高锌黄铜在熔炼时会沸腾，产生除气效果，故熔炼黄铜时，除硅黄铜ZCuZn16Si4外，一般不进行精炼。

熔炼黄铜应遵循"低温加锌"和"逐块加锌"的原则，防止铜液剧烈沸腾，不然会引起铜液飞溅，锌被大量损耗，甚至危害人身安全。

熔炼铝黄铜，应在加锌之前加铝。熔炼锰黄铜，应加$w(Al) = 0.2\% \sim 0.5\%$，可防止锰被氧化，增加铜液的流动性，提高合金的表面光泽度。

3　铸造镁合金及其熔炼

镁资源极其丰富，镁存在于地壳［$w(Mg) = 2.5\%$］、海水［$w(Si\ Mg) = 0.14\%$］、盐泉及湖水中。我国是世界上镁矿资源最富有的国家之一，我国的菱镁矿储量占世界的60%以上。

镁为银白色金属，具有密排六方晶格，熔点为651℃。镁在20℃时的密度仅为1.738 g/cm³，是常用结构材料中最轻的金属。镁的这一特征与其优越的力学性能相结合，成为大多数镁基结构材料应用的基础。镁的体积热容比其他所有的金属都低。因此镁及其合金的一个重要特性是加热升温与散热降温都比其他金属快。

纯镁多晶体的强度和硬度很低，室温塑性也很差，不能直接作为结构材料使用。作为结构材料都是镁合金。

镁合金的主要特点是密度低、比刚度和比强度高。铸造镁合金还有高的振动阻尼容量，即高的减振性。因此，能承受较大的冲击振动载荷，飞机起落架、轮毂、传送带轮等多采用镁合金制造。此外，镁合金铸件在受冲击及摩擦时不会起火花。

镁的化学活泼性很高。镁在潮湿大气、海水、无机酸及其盐类、有机酸、甲醇等介质中均会引起剧烈的腐蚀，但镁在干燥的大气、碳酸盐、氟化物、铬酸盐、氢氧化钠溶液、苯、四氯化碳、汽油、煤油及不含水和酸的润滑油中却很稳定。在室温下，镁的表面能与空气中的氧起作用，形成保护性的氧化镁薄膜，但由于氧化镁薄膜比较脆，疏松多孔，不像氧化铝薄膜那样致密，对内部金属保护性很差，故其耐蚀性很差。因此镁及其合金常需进行表面处理。近年发展并应用的高纯镁合金具有极低的铁、镍等杂质含量，所以有高的耐腐蚀性能。这类镁合金在耐蚀性方面甚至优于某些压铸铝合金，比铝－锌－镁系压铸合金好得多。

镁在液态下易发生剧烈氧化和燃烧，所以镁合金必须在熔剂覆盖下或保护气氛中熔炼。镁合金铸件的固溶热处理也需要在保护气氛中（如二氧化硫、二氧化碳或六氟化硫等）进行。

所有金属成形工艺一般都可用于镁合金的成形加工，如铸造、压力加工、各种机械加工和铆接、焊接等加工。半固态压铸成形技术和超塑性成形技术也非常适合于镁合金的成形。镁合金具有优良的切削加工性能，切削加工性能比铁、钢好，能够进行高速切削。适合镁合金的铸造方法有砂型铸造、金属型铸造、低压铸造、高压铸造和熔模铸造。在镁合金成形工艺中，压铸（高压铸造）工艺最为常用，约98%的镁合金零部件是通过压铸方法制造的。镁压铸件精度高、组织细小、均匀、致密，具有良好的性能。

铸造镁合金是在纯镁的基础上加入其他合金元素，在保持纯镁的基本性能的同时，还具有良好的力学性能等。因此，镁合金广泛地用于航空、航天、交通工具、计算机、通信器材和消费类电子产品、纺织和印刷工业等。近年来各国正在加大力度开发镁合金，镁合金被认为是21世纪最具开发和应用潜力的"绿色材料"。

3.1　铸造镁合金的牌号及性能

3.1.1　铸造镁合金的牌号及分类

常用的3个系列十余种牌号的铸造镁合金（包括美国压铸镁合金）的牌号、成分见表2.3-35和表2.3-36，合金的力学性能见表2.3-37。

铸造镁合金按合金系可分为以下三类。

1) 镁铝（锌）系合金　包括国家标准的ZMgAl8Zn（ZM5）、ZMgAl10Zn（ZM10），及美国 ASTM 标准的 AZ91 系、AM60系、AM50系、AS41系等牌号。

2) 镁锌锆系合金　包括国家标准的ZMgZn5Zr（ZM1）、ZMgZn4RE1Zr（ZM2）、ZMgZn8AgZr（ZM7）等牌号。

3) 镁稀土金属锆系合金　包括国家标准的ZMgRE3ZnZr（ZM3）、ZMgRE3Zn2Zr（ZM4）、ZMgRE2ZnZr（ZM6）等牌号。

表 2.3-35　铸造镁合金牌号与化学成分（摘自 GB/T 1177—1991）

类别	合金牌号	合金代号	化学成分（质量分数）/%										
			Zn	Al	Zr	RE	Mn	Ag	Si	Cu	Fe	Ni	杂质总量
镁铝锌类	ZMgAl8Zn	ZM5	0.2～0.8	7.5～9.0	—	—	0.15～0.5	—	0.30	0.20	0.05	0.01	0.50
	ZMSAl10Zn	ZM10	0.6～1.2	9.0～10.2	—	—	0.1～0.5	—	0.30	0.20	0.05	0.01	0.50
镁锌锆类	ZMgZn5Zr	ZM1	3.5～5.5	—	0.5～1.0	—	—	—	—	0.10	—	0.01	0.30
	ZMgZn4RE1Zr	ZM2	3.5～5.0	—	0.5～1.0	0.75～1.75	—	—	—	0.10	—	0.01	0.30
	ZMgZn8AgZr	ZM7	7.5～9.0	—	0.5～1.0	—	—	0.6～1.2	—	0.10	—	0.01	0.30
镁稀土锆类	ZMgRE3ZnZr	ZM3	0.2～0.7	—	0.4～1.0	2.5～4.0	—	—	—	0.10	—	0.01	0.30
	ZMgRE3Zn2Zr	ZM4	2.0～3.0	—	0.5～1.0	2.5～4.0	—	—	—	0.10	—	0.01	0.30
	ZMgRE2ZnZr	ZM6	0.2～0.7	—	0.4～1.0	2.0～2.8	—	—	—	0.10	—	0.01	0.30

表 2.3-36　压铸镁合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	Al	Zn	Mn	Mg	Si	Ni	Cu	Fe	其他杂质
AZ91A	8.3～9.7	0.35～1.0	≥0.13	余量	0.50	0.03	0.10	—	—
AZ91B	8.3～9.7	0.35～1.0	≥0.13		0.50	0.03	0.35	—	—
AZ91D	8.3～9.7	0.35～1.0	0.15		0.10	0.002	0.30	0.005	0.02
AZ81	7.0～8.5	0.3～1.0	0.12～0.20		0.5	—	0.20	—	—
AM60A	5.5～6.5	0.22	≥0.13		0.50	0.03	0.20	—	—
AM60B	5.5～6.5	0.22	0.25		0.10	0.002	0.10	0.005	0.02
AM50A	4.5～5.3	0.20	0.28～0.50		0.05	0.001	0.008	0.004	0.01
AS41A	3.5～5.0	0.12	0.20～0.50		0.50～1.50	0.003	0.06	—	0.01
AS21A	1.9～2.5	0.15～0.2	≥0.35		0.70～1.20	0.002	0.04	—	—
AE42	3.4～4.6	0.22	≥0.25		—	0.005	0.05	0.005	2.0～3.0稀土
AM20	1.7～2.5	0.20	≥0.20		0.05	—	0.008	—	0.01

注：1. 如 Fe 质量分数超过 0.005%，则 AZ91D 和 AM60B 的 Fe/Mn（Fe 和 Mn 质量分数比）应分别不超过 0.032 和 0.021。
2. 如 Mn 含量低于下限或 Fe 含量超过上限，Fe/Mn（Fe 和 Mn 质量分数比）应不超过 0.010。

3.1.2　镁合金的性能特点及其应用

Mg－Al－Zn 系合金是最早用于铸件的合金，是目前牌号最多、应用最广的系列。Mg－Al－Zn 系合金含 w（Al）＝7.5%～10.2%，加少量的锌可进一步强化镁合金，并可改善其塑性，镁铝锌系合金具有较好的铸造性能和力学性能，流动性好，热裂倾向小，可焊接和热处理强化。但力学性能的壁厚效应较大，合金凝固时形成显微疏松的倾向较大，铸件的气密性较差，为提高铸件的气密性，可以采用浸渗处理。其中 ZM5 和 ZM10 合金适用于砂型和金属型铸造，也可以用压力铸造及其他特种铸造工艺生产铸件。固溶处理后具有较高的抗拉强度、塑性和中等屈服强度；固溶处理后再经时效处理，则使塑性降低，屈服强度提高。Mg－Al－Zn 系合金可在铸态（F）、固溶处理（T4）以及固溶处理后进行人工时效（T6）等状态下使用，可以制造受力构件和一般用途的铸件。与其他各系合金相比，该合金不含稀土金属和锆，是两种较为价廉的镁合金。Mg－Al－Zn 系合金还包括 AZ91A、AM60A 和 AS41A 等专用于压力铸造的合金，这些合金一般在铸态（F）下使用。AZ91B 是最常用的压铸镁合金；AM60A 适用于制造汽车轮毂和其他要求高伸长率、高韧度以及屈服强度和抗拉强度综合力学性能好的铸件。AS41A 合金在 175℃以下的抗蠕变性能优于 AZ91B 和 AM60A 合金，并有良好的抗拉强度、屈服强度和伸长率等综合力学性能。AZ91D、AM60B 和 AS41B 是高耐蚀的高纯镁合金。

Mg－Zn－Zr 系合金包括国家标准中的 ZM1、ZM2、ZM7。该系合金含 w（Zn）＝3.5%～9.0%，加少量 Zr 可提高合金的力学性能和抗蚀性。Mg－Zn－Zr 系合金具有较高的屈服强度和组织致密性，ZM7 是现有镁合金中强度最高的。Mg－Zn－Zr系合金力学性能壁厚效应小，耐蚀性较好。在规定成分范围内，低锌、高稀土的合金具有较好的铸造和焊接性能，但拉伸性能较低，反之，高锌、低稀土镁合金的拉伸性能较高，而铸造和焊接性能较差。

ZM1 是一种砂型铸造合金，具有高的抗拉强度、屈服强度和塑性，但铸造时热裂倾向较大且难以焊补。该合金的疏松倾向也较大，不宜用来铸造耐高压的铸件。常用于小型或形状简单、断面均匀的受力铸件。该合金在未经固溶处理的人工时效状态（T1）下使用。ZM2 是在 ZM1 的基础上添加混合稀土金属以改进铸造和焊接性能的一种合金。ZM2 具有较高的强度和中等塑性。ZM2 的高温力学性能和疲劳强度明显高于 ZM1。该合金的铸造和焊接工艺性能好，疏松倾向小，铸件致密性高。该合金在无预先固溶处理的人工时效状态

表 2.3-37 铸造镁合金室温力学性能（摘自 GB/T 1177—1991）

类别	合金牌号	合金代号	热处理状态	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ_5/%
				≥		
镁锌铝系	ZMgAl8Zn	ZM5	F	145	75	2
			T4	230	75	6
			T6	230	100	2
	ZMgAl10Zn	ZM10	F	145	85	1
			T4	230	85	4
			T6	230	130	1
镁新高系	ZgSZn5Zr	ZM1	T1	235	140	5
	ZMgZn4RE1Zr	ZM2	T1	200	135	2
	ZMgZn8AgZr	ZM7	T4	265	—	6
			T6	275	—	4
镁稀土锆系	ZMgRE3ZnZr	ZM3	F	120	85	1.5
			T2	120	85	1.5
	ZMgRE3Zn2Zr	ZM4	T1	140	95	2
	ZMgRE2ZnZr	ZM6	T6	230	135	3

（T1）下使用。ZM7 合金有高的室温抗拉强度、屈服强度和良好的塑性，但含 Ag 且铸造时疏松倾向大，难以焊补。合金在 T4 和 T6 状态下使用。镁锌锆系合金已用于多种飞机的机轮铸件，涡轮喷气发动机的前支承壳体及盖、飞机电动机壳体、液压泵壳体等零件，并可广泛用于形状简单的各种受力构件。

Mg - RE - Zr 系合金是以 RE 为主要合金元素的铸造镁合金，合金中含 w（RE）= 2.0% ~ 4.0%，含少量的 Zr 和 Zn 可改善合金的室温力学性能。Mg - RE - Zr 系合金铸造性能好，热裂倾向小，无显微缩松，气密性好，可焊接，耐蚀性较好，耐热性高，在 200 ~ 250℃下有良好的抗蠕变性能和瞬时强度，可用作高温下工作和要求高气密性的铸件。

Mg - RE - Zr 系合金包括国家标准中的 ZM3、ZM4 和 ZM6 合金。ZM3 和 ZM4 合金是以铈混合稀土金属为主要合金元素的两种不同锌含量的合金。由于稀土金属的作用，合金在 200 ~ 250℃下保持良好的持久强度和抗蠕变性能，但室温强度低于其他各系镁合金。这两种合金适用于在 150 ~ 250℃范围内长期工作或室温下要求较高气密性的铸件。ZM3 通常是在铸态（F）或退火（T2）状态下使用，而 ZM4 则在人工时效（T1）状态下使用。ZM6 合金是以钕为主要合金元素的高强度耐热镁合金。由于钕在镁中具有较大的固溶度，所以合金在固溶处理后进行人工时效（T6）的状态下，除具有优于 ZM3、ZM4 的高温性能外，还兼有高的室温力学性能和中等塑性。该系合金可用于制造飞机零件，如直升机的发动机后减速机匣、飞机机翼翼肋、发动机压气机机匣、离心机匣、液压恒速装置壳体等零件，并可广泛用来制造各种受力构件。该系合金还具有高的阻尼容量，可用作电子工业的仪表底盘和外壳等。

3.2 镁铝锌合金

镁 - 铝 - 锌系合金是应用最早、使用最广的一类镁合金。其主要特点是抗拉强度较高，可以热处理强化，并具有良好的铸造性能。但抗蚀性不如镁 - 锰系合金好，屈服强度和耐热性较低，而且用作铸造合金时，铸件的壁厚对性能影响较大。ZM5 为镁 - 铝 - 锌系合金的代表品种。

3.2.1 镁铝锌合金相图

图 2.3-57 为 Mg - Al - Zn 系合金 25℃等温截面的镁角部分。

ZM5 是 Mg - Al - Zn 系的代表合金。ZM5 的平衡组织为 δ(Mg) + γ($Al_{12}Mg_{17}$)。δ 相是铝和锌溶入镁的晶格而形成的固溶体，作为合金的基体相。γ($Al_{12}Mg_{17}$)相为金属化合物，作为合金的强化相。γ($Al_{12}Mg_{17}$)相的熔点仅为 460℃，当温度升高超过 120 ~ 130℃时，晶界上的 γ($Al_{12}Mg_{17}$)相开始软化，不能起到钉扎晶界和抑制高温晶界转动的作用，导致合金的高温持久强度和抗蠕变性能急剧降低。

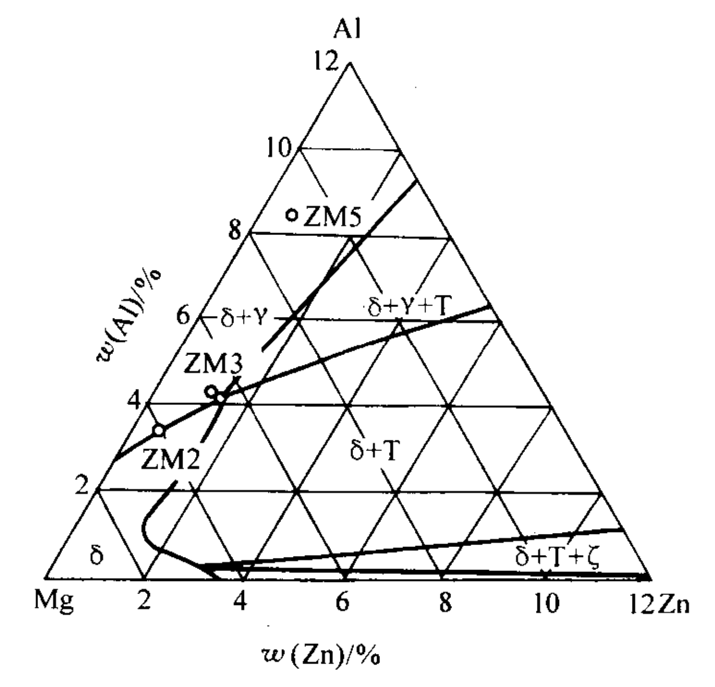


图 2.3-57 Mg - Al - Zn 系合金 25℃等温截面

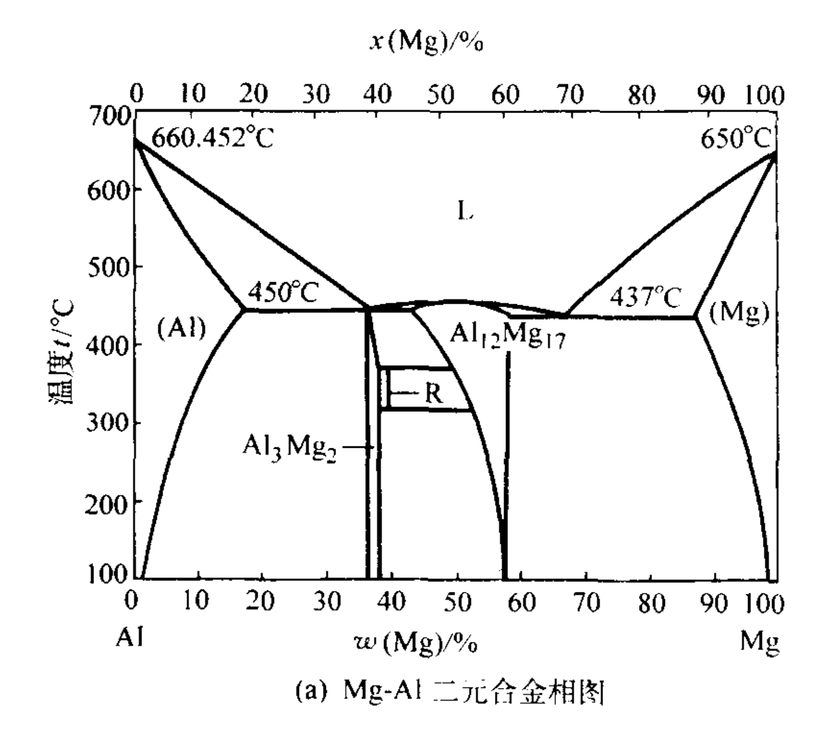
3.2.2 镁铝锌系成分对组织和性能的影响

镁铝锌系合金以 Al 为主要合金元素，同时含有 Zn、Mn 和微量的 Be 来改善合金的性能，Si、Cu、Fe、Ni、Co 等元素在该系合金中作为有害杂质存在。各合金元素对镁铝锌系合金组织和性能的影响的分析如下。

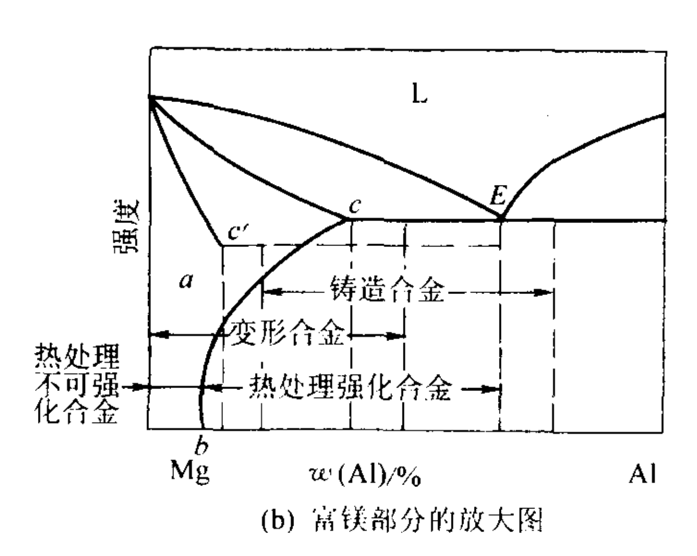
（1）铝

铝是 Mg - Al - Zn 系合金中的主要组元。Mg - Al - Zn 系合金是在 Mg - Al 的基础上再加入锌和其他元素而成。Mg - Al 系二元状态图如图 2.3-58 所示。共晶成分为 w（Al）= 32.3%，在 437℃发生共晶反应 L→δ（Mg）+ γ($Al_{12}Mg_{17}$)，

δ(Mg)固溶体的最大固溶度为 w (Al) = 12.7%。室温时 Al 的溶解度只有大约 w (Al) = 2%。图 b 中实线表示慢速冷却，即平衡状态的情况，虚线表示快速冷却，即非平衡冷却的情况。在实际铸造条件下，Mg－Al 系合金的实际结晶过程大多是在非平衡条件下进行的，不平衡状态的固相线和铝在镁中最大固溶度点发生移动［移至 w (Al) = 4% ~ 6.5%］。



(a) Mg-Al 二元合金相图



(b) 富镁部分的放大图

图 2.3-58　Mg－Al 二元合金相图及富镁部分的放大图

铝对合金铸造性能的影响表现为当 w (Al) > 8%时，合金的铸造性能比较好，并且随着铝量的增加而进一步改善。这和 Mg－Al 不平衡状态图有关。在图 2.3-58b 中，当 w (Al) > 4% ~ 6%时，随着铝量的增加，合金的结晶温度间隔逐渐缩小，其铸态组织中之δ(Mg) + $\gamma(Al_{12}Mg_{17})$共晶体量则逐渐增多，所以合金的铸造性能不断改善。同时，由于结晶时铝富集于晶界（因分配系数 $K_0 = C_S/C_L < 1$），能减缓δ(Mg)固溶体晶粒的长大，故铝量增加时合金的晶粒逐渐变细，也有利于降低热裂和缩松倾向。故从合金的铸造性能来说，以 w (Al) ≥8%为宜。

铝对合金力学性能的影响，在 T4 状态，随着铝量的增加，合金的抗拉强度（σ_b）及屈服强度（$\sigma_{0.2}$）均不断增加。与铸态相比，高铝量的合金在经淬火（T4）后力学性能有很大的提高，这是由于铝原子半径与镁原子半径相差较大（相差约 13%），而且铝在镁中的固溶度又比较大（最大固溶度质量分数达 12.7%），铝溶入δ(Mg)固溶体后使其晶格产生很大的畸变，因此铝对镁有较高的固溶强化效果。但当铝的质量分数 > 9%时，组织中粗大$\gamma(Al_{12}Mg_{17})$相数量较多，固溶处理时溶入δ(Mg)相中的速度急剧下降，在通常的热处理保温时间内，未溶的残余$\gamma(Al_{12}Mg_{17})$脆性相分布在δ(Mg)相晶界上，使合金的力学性能急剧下降。因此，从合金的力学性能来说，虽然也希望铝量尽量高些，但一般质量分数不应大于 9%。

Mg－Al 合金在 T6 状态的力学性能与铝的质量分数的关系与 T4 状态十分相似，所不同的只是 T6 状态的屈服强度（$\sigma_{0.2}$）较高，而伸长率（δ）值则较低．故上述结论也适用于 T6 状态。

综上所述，为兼顾合金的铸造性能和力学性能，应取 w (Al) 8% ~ 9%。但在实际生产中，铸件后凝固处的组织中常存在有较多量的$\gamma(Al_{12}Mg_{17})$相，其晶粒尺寸也较粗大。这是因为 Mg－Al 状态图有较大的结晶浓度间隔，后凝固的合金液中含铝量较多，故在铸件厚大处的中心部位铝量较高，此即铝的正偏析现象。此外，铸件厚大处冷却较慢，晶粒比较粗大。这些都使铸件厚壁处的$\gamma(Al_{12}Mg_{17})$相比较粗大，数量也较多。在热处理时厚壁处的$\gamma(Al_{12}Mg_{17})$相常不能完全溶解，显著降低了该处的力学性能。为了防止和减轻这种情况，故合金中铝的质量分数通常不超过 10%［通常取 w (Al) = 8% ~ 8.5%］。

在 Mg－Al 合金中随铝量的增加其抗蚀性也有所降低，这是因为其组织中的$\gamma(Al_{12}Mg_{17})$相与δ(Mg)基体间的电极电位显著不同而构成电化学腐蚀所致。

（2）锌

Zn 在 Mg－Al 合金中主要是以固溶状态存在于δ(Mg)固溶体和$\gamma(Al_{12}Mg_{17})$相中。在 Mg－Al 合金中加入少量锌后，能大大提高合金的抗蚀性，还可提高合金在 T6 状态下的屈服强度（$\sigma_{0.2}$），对 T4 状态下的强度（σ_b）和屈服强度（$\sigma_{0.2}$）以及 T6 下的强度（σ_b）也略有影响，所以在 Mg－Al 合金中加锌可提高合金的抗蚀性能和力学性能。

在另一方面，Mg－Al 合金中加锌后却显著增大了合金的结晶温度间隔，例如在 Mg－8.5%Al 合金中 Zn 的添加量 w (Zn) > 2%后，其不平衡结晶温度间隔增加了约 40℃，因而使合金的缩松倾向显著增加，同时会降低合金的断后伸长率。这在固溶处理状态非常明显，使得该合金在固溶处理温度淬火时，由于热应力的存在而易于发生裂纹。因此锌的添加的质量分数都小于 1%。

（3）锰

在镁合金中 Mn 主要以游离状态存在。Mn 和 Al 还能形成化合物 $MnAl_4$ 或 $MnAl_6$，当有铁存在时，则能生成 Mn－Al－Fe三元化合物。Mg－Al 合金中加入少量锰后，可以大大提高合金的抗蚀性。其原因是：①锰降低了铁在镁液中的溶解度，使铁以 Mn－Al－Fe 三元化合物形式从镁液中沉淀出来，因而减少了合金中有害于抗蚀性的杂质铁的含量。②微量 Mn 溶入δ(Mg)固溶体后提高了它的电极电位，使其不易被腐蚀。此外，Mn 的存在还对细化合金的晶粒有利。但 Mn 量不能过多，否则将引起 Mn 偏析而显著降低力学性能。通常锰的质量分数不大于 0.5%。

（4）铍

铍对镁是表面活性元素，故在镁合金中加入微量的铍，铍即富集镁熔液表面并优先氧化而在合金液面形成一层致密的氧化膜。无铍时，镁熔液表面的氧化膜是疏松的，因为镁氧化生成 MgO 后其体积是缩小的，其致密系数 α 值为 0.79，而铍氧化生成 BeO 后其 α 值为 1.71，即氧化生成 BeO 后其体积增大，故铍氧化后 BeO 即可充填疏松的 MgO 膜的空隙，这样镁液表面有一层致密的 MgO－BeO 复合保护膜，阻止了合金液继续氧化。因此在镁合金中可加微量铍以提高镁液的抗氧化能力。但铍的加入量不宜过多，过多将引起晶粒粗化，恶化合金的力学性能，并增大热裂倾向。砂型铸造时铍量一般应 w (Be) ≤0.002%，金属型铸造时由于冷却较快，

故铍量允许较多些 [w (Be) ≤0.01%]。但是铍的抗氧化作用在镁液温度高于 750℃时将大为降低，故加铍一般只作为防止镁液氧化的辅助措施。另外，铍的价格较高，含铍的炉气和炉渣严重影响环境和人身健康，故非必要时可不用。

(5) 锡、硅、铜、铁、镍

锡、硅、铜、铁、镍在 Mg - Al - Zn 系合金中均属有害杂质，它们都会降低合金的抗蚀性。因为这些元素在镁中的固溶度很小，合金中只要有微小的含量就足以在δ(Mg)晶界上生成与基体有较大电极电位差的不溶相。其有害程度按上述次序逐渐增大，故在合金中这些元素含量的限制也按上述次序逐渐严格。其中镍的危害最大，急剧降低镁的抗腐蚀性能。镍的熔点和密度远远超过镁，但很容易在镁液中溶解，因此熔炼镁合金的铁坩埚不得含镍。铁在镁中溶解度很低，因此熔炼镁合金的坩埚及工具可以采用不含镍的钢材制作。但铁对镁的抗蚀性也有不利影响，铁的质量分数从 0.03%增加到 0.26%时，抗蚀性下降至前者的 1/5。

除降低抗蚀性外，硅、铜还将降低合金的塑性，因为热处理时形成了不溶的 Mg_2Si 等脆性相。

3.2.3 ZM5 合金

(1) ZM5 合金的成分和铸态组织

ZM5 合金是 Mg - Al - Zn 系合金的代表，其成分（质量分数）为：Al = 7.5% ~ 9.0%，Zn = 0.2% ~ 0.8%，Mn = 0.15% ~ 0.5%，其余为 Mg；杂质限制为：w (Si) < 0.30%，w (Cu) < 0.20%，w (Fe) < 0.05%，w (Ni) < 0.01%，其他杂质总量（质量分数）< 0.5%。此外，根据需要还可加 w (Be) ≤0.002%。铝量一般应根据铸件的壁厚来选择，薄壁铸件铝量可取高些，厚壁铸件则宜稍低些。锌量一般取质量分数为 0.5%左右，锰量一般取质量分数 0.3% ~0.4%。

ZM5 合金的铸态组织：δ(Mg)固溶体为基体，沿它的晶界以不连续网状分布着γ($Al_{12}Mg_{17}$)相，以及散布在 δ (Mg) 固溶体中的 Mn - Al 化合物小质点（见图 2.3-59a）。γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相在晶间分布成网状，在晶枝间则呈短条状和球状。

(2) ZM5 合金热处理时组织的变化

1) 热处理时组织的变化 ZM5 合金的铸态组织经固溶处理后 (T4)，γ($Al_{12}Mg_{17}$)相一般均应溶入δ(Mg)相中，但较粗大的白色块状的γ($Al_{12}Mg_{17}$)初生相常不易全部溶解，仍有少量残留在晶界上。Mn - Al 化合物小质点在淬火时则仍留在基体中（见图 2.3-59b）。

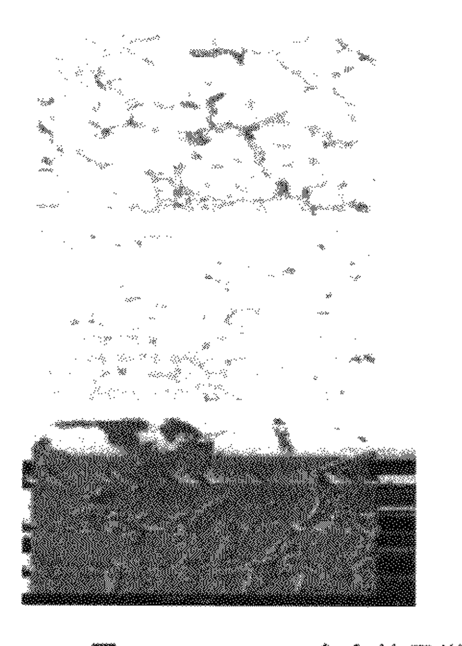
固溶处理后的合金再经时效处理，γ($Al_{12}Mg_{17}$)相又从过饱和的δ(Mg)固溶体中析出。γ($Al_{12}Mg_{17}$)相的析出一般有两种形式：一种是从晶界向晶内以类似珠光体形式的层片状析出；另一种是在δ(Mg)基体中以细小γ($Al_{12}Mg_{17}$)相质点的形式弥散析出。在通常情况下，γ($Al_{12}Mg_{17}$)相先是以层片状析出，至一定程度后停止，接着又以弥散状析出。

在珠光体型的层片状 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相的析出过程中，γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相一旦形成，其周围一定距离内的 δ (Mg) 固溶体立即由过饱和状态变成饱和状态，并与原始成分的 δ (Mg) 固溶体形成明显的界面，界面两边的 δ (Mg) 固溶体的成分和晶格常数均发生突变，而不是连续变化的，故这种形式的析出称为“不连续析出”。这种形式 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相的生长只靠界面附近的扩散，而不靠远距离扩散，故所得组织与珠光体很相似。不连续析出往往是由局部区域（特别是由晶界）开始进行，然后向晶内逐步扩展，故多为不均匀的局部析出。

在细小弥散的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相析出过程中，随着 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相的形成，在其附近的 δ (Mg) 固溶体中铝的浓度较低，δ (Mg) 固溶体中铝的浓度从相界面向内是逐步升高的，浓度梯度是连续而平缓地变化的，在 δ (Mg) 固溶体内部不产生新的界面，故称为“连续析出”。连续析出可以是遍布于整个基体的普遍析出，也可以是局部析出。显然，当强化相数量相同时，普遍析出的细小弥散的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相，其强化效果将比局部析出的珠光体型的层片状 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相更高。

图 2.3-59c 为 ZM5 合金固溶处理并完全人工时效 (T6) 处理后的显微组织照片。可见组织中同时存在两种形态的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相：黑色区域即为时效时析出的珠光体型层片状 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相，白色区域为固溶处理时未完全溶解的初生 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相。在 δ (Mg) 基体上弥散析出的细小 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相质点，在一般光学显微镜下显示不出来。

当时效时间特别是温度不同时，这两种形态析出的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相数量也会发生变化。时效温度较低（< 165℃ = 时，γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相主要以细小弥散状析出，珠光体型的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相析出较少，γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相的片层也较细密，成为索氏体型，甚至为屈氏体型。温度更低时珠光体型的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相甚至已不再析出。当时效温度较高时，珠光体型 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相的数量将增多，其层片也变粗，而弥散析出的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相质点将减少，其尺寸也变大。时效温度高于 200℃时，弥散析出的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相将变粗并成为粒状或珠状。时效温度更高时，弥散析出的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相甚至会完全消失，组织中将全部是层片状析出的 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相。



(a) 铸态组织

(b) 固溶处理后

(c) 固溶处理并完全人工时效

图 2.3-59 ZM5 合金的显微组织 ×200

2) ZM5 合金热处理规范 ZM5 合金可进行各种类型的热处理，其中 T4 和 T6 最为常用。T4 处理工艺规范为：加热至 370 ~ 380℃，保温 2 ~ 4 h，再升温至 415℃ ± 5℃，保温 12 ~ 16 h，然后空冷。加热方式及加热时间取决于铸造方式和铸件壁厚。金属型铸件可采用一次加热和较短的保温时间，砂型厚壁铸件为保证 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相充分固溶和防止过烧，应进行分段加热或延长固溶时间。固溶处理后一般在空气中冷却（铝原子在镁中扩散缓慢，故可在空气中淬火），这样可减小零件变形及简化热处理操作。在条件许可时，可选用更快的冷却方式，如淬在热水中，时效后强度可提高 10% ~ 15%，但应避免淬入冷水中，以防止晶间开裂。

T6 处理工艺规范为：固溶处理后的零件再在 175℃或 200℃温度下保温 16 ~ 18 h。时效温度的高低决定 γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相析出方式。时效温度低时 (175℃)，γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相主要以细小弥散方式析出；时效温度高时 (200℃)，γ ($Al_{12}Mg_{17}$) 相主要以层片状（珠光体型）析出。由于 ZM5 合

金在铸造不平衡条件下，其固相线温度仅420～428℃，如将温度一下子加热至420～425℃，容易发生过烧，将使合金的力学性能显著降低，故固溶处理的加热应分两个阶段缓慢地加热以避免合金的过烧，对壁厚差大的复杂铸件尤应如此(因其正偏析较严重)。轻微过烧时，在金相组织中可看到在初生γ（$Al_{12}Mg_{17}$）相周围开始出现孔洞，呈不规则状态的暗色封闭圆环；过烧较严重时，这些易熔的共晶体就沿δ（Mg)晶粒边界漫延开，出现不连续网状分布的多角形孔洞。

增大固溶处理时的冷却速度可提高合金的力学性能，例如在热水中淬火时，合金的力学性能可比在空气中淬火时提高约10%～15%。研究表明：合金空冷淬火时，基体晶界上会析出少量粗珠光体类型的二次γ（$Al_{12}Mg_{17}$）相，因而降低了合金的力学性能。但目前生产中一般仍采用空气淬火，对厚大铸件则采用吹风以加速冷却。

由于镁合金中原子扩散速度较慢，故固溶处理前的保温时间就比较长。为了缩短热处理时间，降低成本，可根据铸件不同壁厚来选择不同的保温时间。例如：砂型铸件壁厚在15 mm以下者，仅需保温8 h，壁厚30～50 mm者，可保温12 h，仅壁厚大于60 mm者才需要保温16 h。金属型铸件保温时间一般可比砂型铸件缩短1/4。

研究还表明：也可在较高时效温度，如在210℃±5℃时效处理2～4 h（铸件壁厚时取上限，壁薄时取下限)，来代替原来在175℃时效处理16 h的规范，既缩短了时间、降低了成本，又使力学性能尤其是条件屈服强度和伸长率有所提高，此法现已在生产中采用。

镁合金热处理一般采用炉门密封的空气循环炉，为防止铸件氧化，应在炉中装入少许黄铁矿（FeS_2），使炉中形成约含体积分数为0.5%～1%的SO_2的保护气氛，或在炉内通入SF_6气体作为保护气氛。

(3) ZM5合金的性能

1）物理性能　ZM5合金常用的物理性能参数见表2.3-38。

2）力学性能　ZM5合金在T4、T6状态有很好的抗拉强度和塑性，但屈服强度较低，其力学性能数据见表2.3-37。ZM5合金的力学性能与铝合金ZL-101和ZL-104在T6状态时大致相近，而ZM5合金的比强度和伸长率还超过了后两者。但是ZM5合金的屈服强度较低（特别是T4状态)，降低了它承受载荷的能力。它在T4状态时可用于作承受冲击载荷的零件（例如飞机轮毂)，T6状态则用于作承受较大的动静载荷的零件。

3）铸造性能　ZM5合金的结晶温度间隔较大，不平衡状态下达180℃，其组织中的共晶体量也不多，故其缩松倾向较大，热裂倾向较显著，充型能力尚良好。在铸镁合金中，它的铸造性能属于中等程度。

表2.3-38　镁-铝系合金的物理性能

物理性能	ZM5	ZM10	AZ91B	AM60A	AS41A
凝固温度范围					
液相线/℃	600	600	595	615	620
固相线/℃	430	440	470	540	565
比热容 c (20℃) /kJ·(kg·K)$^{-1}$	1.05	1.05	1.05		1.02
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$					
20～100℃	26.8	26.1	26	25.6	26.1
20～200℃	28.1	27.3	—	—	—
20～300℃	28.7	27.7	—	—	—
热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	78.5	78.5	72	61	68
密度 ρ (20℃) /g·cm^{-3}	1.81	1.81	1.81	1.79	1.77
电阻率 ρ/nΩ·m					
F	150	150	170	—	—
T4	175	175	—	—	—
T6	151.5	140	—	—	—

ZM5合金铸造性能的相关参数见表2.3-39。

ZM5合金在生产中最突出的问题是容易形成缩松，即使采用工艺方法也难以完全消除。因此在铸件生产过程中，在保证满足产品技术要求的前提下，常允许存在一定程度的疏松。ZM5合金缩松常分布在铸件的整个断面，尤其在厚大处更为严重。当用显微镜观察时，可看到在基体的晶粒、晶枝边界上分布着许多不规则形状的孔洞，故称为"晶间缩松"，也称"显微疏松"。显微疏松，显著降低了铸件的力学性能，严重时将使缩松处的强度降低1/2，伸长率减少4/5。铸件厚壁处由于常易形成缩松和产生γ′（$Al_{12}Mg_{17}$）相的集聚，这种集聚的γ（$Al_{12}Mg_{17}$）相在热处理时不能完全溶解，以及晶粒比较粗大等原因，其力学性能常较薄壁处低很多，故ZM5合金的力学性能的壁厚效应比较大，这也降低了铸件承受载荷的能力。由于此合金的缩松倾向比较大，如果铸件要求高的气密性（如齿轮箱体、油泵壳体等)，应进行浸润处理。浸润应在铸件热处理和表面氧化处理后进行。

目前在生产中一般采用X射线透照来检验ZM5合金铸件的缩松程度，也可检查铸件的断口或金相作为辅助办法。

生产中ZM5合金铸件表面有时还会出现反偏析现象，即铝、锌、锰、硅，铜等元素富集在铸件表面（据分析，其铝、锌、锰含量约比平均成分高一倍，硅、铜杂质量也高于平均含量)，使铸件表面呈青灰色，氧化处理后也不能形成正常的金黄色膜，故也称为"灰斑"，当铝含量高时此现象越显著。影响产生反偏析的主要因素是由于晶粒粗大，晶粒细化时即可消失。"灰斑"常产生在铸件厚薄交接处，铸件表面的"灰斑"是允许存在的。经试验，与氧化正常的表面相比，"灰斑"处的抗蚀性无显著的降低。

ZM5合金有良好的力学性能和中等的铸造性能，不含稀贵元素，其熔炼工艺也较简便（与含锆镁合金相比)，它的抗蚀性良好，故它在航空工业中得到了广泛的应用。不足之处是屈服强度$\sigma_{0.2}$值较低，T4状态下其$\sigma_{0.2}/\sigma_b$比值仅1/3，T6状态也只有1/2，它的力学性能壁厚效应较大，因而降低了承受载荷的能力，它也较易形成缩松，故在工艺上应特别

注意铸件上温度的合理分布（防止局部过热，造成顺序凝固 等）和加强补缩。

表 2.3-39 镁合金的铸造性能

合金牌号	铸造温度/℃	流动性（棒长）/mm	热裂倾向（环宽）/mm	线收缩率/%
ZM5	690 ~ 800	290	30 ~ 35	1.2 ~ 1.3
ZM10	690 ~ 800	335	25 ~ 30	1.1 ~ 1.2
ZM1	705 ~ 815	182	25 ~ 27.5	1.5
ZM2	675 ~ 815	170	22.5	1.5
ZM3	720 ~ 800	300	12.5 ~ 15	1.3 ~ 1.5
ZM4	705 ~ 815	300	12.5 ~ 15	1.3 ~ 1.4
ZM6	720 ~ 800	260	20	1.3 ~ 1.5

3.3 镁锌锆合金

Mg - Zn - Zr 合金具有较高的屈服强度和组织致密性，壁厚效应较小，但该合金的铸造工艺性能较差，氧化和热裂倾向高于 Mg - Al - Zn 系合金，焊接性能也较差。

3.3.1 镁锌锆系成分对组织和性能的影响

(1) 锌

锌是 Mg - Zn - Zr 系合金的主要组元。Mg - Zn 二元状态图如图 2.3-60 所示。

在共晶温度下 δ（Mg）固溶体的最大固溶度为 w（Zn）= 6.2%。室温时的 Zn 溶解度则小于 w（Zn）= 1.0%。γ′（MgZn）为金属化合物，具有六方晶格，熔点为 348℃。在 Mg - Zn 系合金中 δ（Mg）为基体相，γ′（MgZn）金属化合物为强化相。

由图可知：共晶成分为 w（Zn）= 51.2%，在 340℃发生共晶反应：

$$L \rightarrow \delta(\mathrm{Mg}) + \beta(\mathrm{Mg_7Zn_3})$$

温度下降至 325℃时又发生共析反应：

$$\beta(\mathrm{Mg_7Zn_3}) \rightarrow \delta(\mathrm{Mg}) + \gamma'(\mathrm{MgZn})$$

由状态图可见，Mg - Zn 系合金的结晶温度间隔较 Mg - Al 系大得多，这是 Mg - Zn 二元合金的铸造性能较差的一个重要原因。

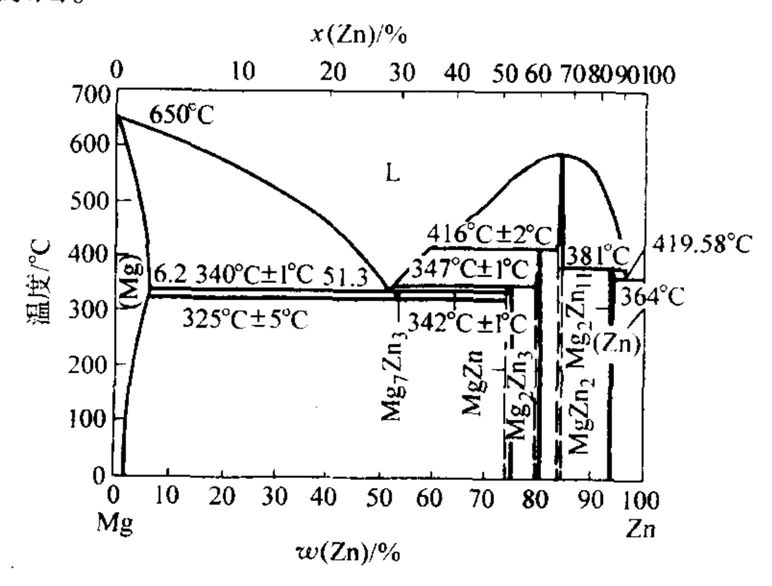


图 2.3-60 Mg - Zn 二元合金相图

锌对镁有很好的时效强化作用，γ′（MgZn）对合金性能的影响与 γ（$Al_{12}Mg_{17}$）对 Mg - Al 系的影响相似，但 γ′（MgZn）在 Mg - Zn 系合金中强化效果更大一些。Mg - Zn 合金时效时，过饱和固溶体中析出弥散分布的细小的 γ′（MgZn）相质点，显著地强化了合金。随着合金中锌量的增加，其强化作用也不断地增加；当锌的质量分数增加到 5% ~ 6%时，其抗拉强度（σ_b）和屈服强度（$\sigma_{0.2}$）均达到最大值；锌量更多时由于其在热处理时不能再溶入 δ（Mg）固溶体中，所以 σ_b 和屈 $\sigma_{0.2}$ 也不再继续增加。

Mg - Zn 二元合金在不平衡状态下的最大结晶温度间隔处的成分 w（Zn）≈ 3.5%。当锌量也 w（Zn）> 3.5% 时，随着锌量的增加，合金组织中的共晶体量也增多，按一般理论来说，合金的热裂和缩松倾向似乎也应不断下降，但实际情况却并非如此。试验表明：当将 Mg - Zn - Zr 合金中锌的质量分数由 2%增至 6%时，其缩松和热裂倾向均不断增加。对于锌量增加时缩松倾向反而增大的原因，一种理论认为：当合金中含锌量增高时，δ（Mg）相产生偏析，未凝固的富锌的合金液的密度亦增大，而先凝固的 δ（Mg）固溶体晶体的密度则比较小，在凝固过程中就容易使 δ（Mg）晶体不断上浮，而富锌的合金液却向下流动，在一定的小范围内，铸件的厚大处中间部分反而不易得到补缩而产生缩松，因此锌量升高时反而使缩松更加严重。同时，锌量增多时还会使合金组织中出现粗大的树枝状晶体，例如含 w（Zn）= 8%时，即使合金中有锆存在也不能使树枝晶消除，这样更促使缩松加剧。

锌量增加，合金中的 γ′（MgZn）相增加，Mg - Zn 共晶体中的 γ′（MgZn）相具有热脆性，它和缩松相互影响，铸件就易于产生热裂。因此，Mg - Zn 系合金的热裂倾向较大。

由上述分析可知：从力学性能角度来看，锌量以 w（Zn）= 4% ~ 5%左右比较有利，过低则对强度不利，过高又使塑性过于降低。再从铸造性能角度来看，锌量低些（w（Zn）< 5%）较为有利，过高则使缩松、热裂倾向增大。综合力学性能和铸造性能二方面考虑，合金中锌的含量取 w（Zn）= 4% ~ 5%较为有利。

(2) 锆

锆是镁合金中的重要辅助元素。Mg - Zn 二元系合金的结晶温度间隔较大（特别是不平衡状态下），其最大不平衡结晶温度间隔达 290℃，故二元合金的铸造性能很差。但在 Mg - Zn 合金中加入少量锆后，便显著改善了合金的铸造性能，尤其是大大地降低了合金的缩松倾向，并使铸件中的缩松比较集中在铸件壁的中央，这样分布的缩松对铸件的力学性能影响较小。锆能改善合金铸造性能的原因在于：①锆与镁组成包晶型状态图（见图 2.3-61）。包晶反应温度为 654℃，包晶反应为 L + α - Zr→δ（Mg）。在包晶温度下镁液中仅能溶解 w（Zr）≈ 0.6%，当合金中加入锆量大于包晶成分时，即能在镁液中形成大量难熔的 αZr 弥散质点，由于 αZr 与 δ（Mg）均为密排六方晶格，晶格常数十分相近（δ（Mg）：$a = 3.20 \times 10^{-10}$ m，$c = 5.21 \times 10^{-10}$ m，αZr：$a = 3.23 \times 10^{-10}$ m，$c = 5.14 \times 10^{-10}$ m），故这些 αZr 质点能起非自发晶核作用。因此加锆能对合金起变质作用，细化了 δ（Mg）的晶粒，这样既有利于补缩，又能减少热裂倾向。②加锆后显著缩小了合金的结晶温度间隔，例如在 Mg - 4.5%Zn 合金中加入 w（Zr）= 0.7%后，其平衡状态的结晶温度间隔由

180℃降至90℃，不平衡状态的结晶温度间隔则由290℃降为110℃。③锆与镁液中的氢形成固态的 ZrH_2 化合物，大大降低了镁液中的含氢量，也有利于减轻缩松。

锆能强烈细化晶粒和晶枝，并对 δ（Mg）固溶体有一定的强化作用，因而显著提高了合金的力学性能。随着含锆量的增加，其力学性能也不断增加，但锆量不可过多，因为即使高温时锆在镁液中的溶解度也不大，加入过多的锆，均将沉于坩埚底部。

锆能与镁液中的铁、硅等杂质形成密度较大的 $ZrFe_3$ 及 $ZrFe_2$ 等化合物而下沉于坩埚底部，故有去除铁杂质、提高合金纯度的作用，并且它还能在合金表面生成致密的氧化膜，因此加锆后显著提高了合金的抗蚀性能。

进一步的研究发现，镁中的锆有一部分能溶解于酸，称之谓"溶解锆"，这一部分锆能对晶粒起细化作用，而另一部分锆不能被酸所溶解，称之谓"单体锆"。

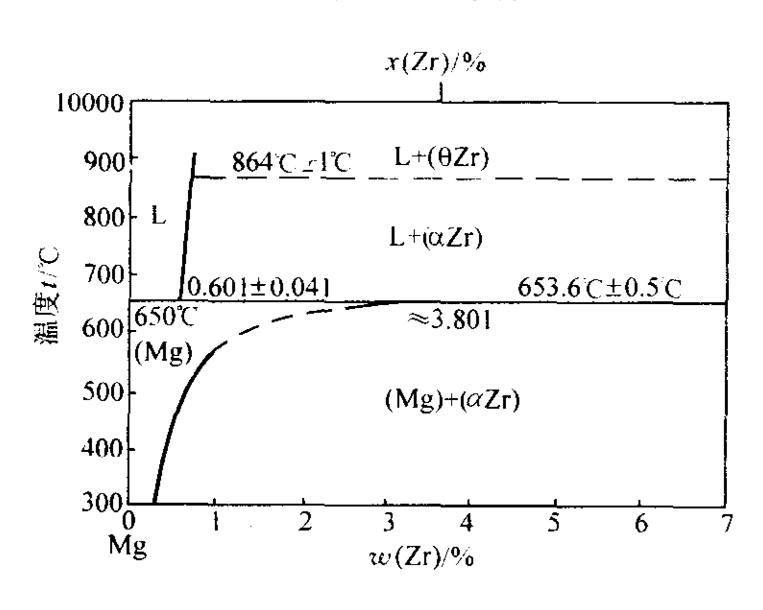


图 2.3-61　Mg－Zr 包晶相图

"单体锆"中部分是较粗大的锆晶体，部分则可能已是锆与氢、铁等杂质起反应而生成的化合物，不能细化晶粒。为此，生产中除规定合金中锆的总量外，还特别强调合金中溶解锆的质量分数必须大于0.6%，以确保锆对 Mg－Zn 类合金的细化晶粒效果。

（3）杂质

杂质的种类及对镁锌锆系合金的影响与 Mg－Zn－Zr 系合金的情况相似。

3.3.2　ZM1 合金

（1）ZM1 合金的成分和铸态组织

ZM1 合金是 Mg－Zn－Zr 系合金的代表品种，其成分（质量分数）为：w（Zn）= 3.5%～5.5%，w（Zr）= 0.5%～1.0%（为总锆量，其中"溶解锆"的总质量分数应≥0.5%）；杂质限制（质量分数）为：w（Si）≤0.01%，w（Fe）≤0.01%，w（Ni）≤0.01%，w（Cu）≤0.03%，杂质总量≤0.3%。从上面关于成分对性能的影响的分析中可知：锌的质量分数一般应控制在4%～5%左右，合金中"溶解锆"的质量分数应大于0.5%，最好能保持在0.6%以上。

当合金中含有很少量的铝、锰、硅、铁，以及镍、钴、锡、锑、磷等杂质时，均将使锆在镁液中的溶解度剧烈下降，使合金中锆从镁熔液析出而沉淀于坩埚底部，有些杂质还将与锆形成难熔的化合物，使合金中的锆量达不到成分规定的要求。故对这些杂质均应严格限制，但锰量可略放宽些，因 w（Mn）＞0.1%时才会使锆析出。因此在生产中，ZM1 合金的熔炼坩埚不能与 ZM5 合金混用，炉料也应严格管理，当 ZM5 合金回炉料混入 ZM1 合金中时，ZM1 合金的晶粒会十分粗大。此外，溶于镁熔液中的氢和氧化镁夹杂也有使锆沉淀的作用，故炉料应存放在干燥场所，并保持洁净。

ZM1 合金的铸态基体组织为 δ（Mg）固溶体，少量的块状 γ′（MgZn）相分布在 δ（Mg）晶界上，晶界和富锌区中分布有微粒状的 MgZn 化合物，晶内常有可见的树木年轮状（或花朵状）的偏析。经人工时效（T1）后，少量γ′（MgZn）相仍留在晶界上，并在基体中弥散析出细小的γ′（MgZn）相质点（在光学显微镜下观察不到），当铸件的厚大部位冷却缓慢时，有可能出现 Zn_3Zr_2 化合物的密度偏析。合金经固溶处理和人工时效（T6）后，其组织中晶界上的γ′（MgZn）相会全部溶入基体，同时在基体中出现弥散析出细小的γ′（MgZn）相质点（在光学显微镜下也观察不到）。

（2）ZM1 合金的性能

1）物理性能　ZM1 合金常用的物理性能参数见表 2.3-40。

表 2.3-40　镁锌锆系合金的物理性能

物理性能	ZM1	ZM2
固相线/℃	550	525
液相线/℃	640	645
比热容 c/kJ·(kg·K)$^{-1}$		
20～100℃	967	964
20～200℃	1 022	1 005
20～300℃	—	1 043
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}\,K^{-1}$		
20～100℃	25.8	25.8
20～200℃	26.2	26.2
20～300℃	—	27.2
热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$		
50℃	112	117
100℃	117	121
150℃	—	126
200℃	121	126
密度 ρ（20℃）/g·cm^{-3}	1.82	1.85
电阻率 ρ/nΩ·m	62	60

2）力学性能　ZM1 合金有较好的力学性能，其力学性能数据见表 2.3-37。ZM1 合金 T6 状态的力学性能比 T1 状态略高些，但据试验，从铸件上切取试棒的性能在 T6 状态和 T1 状态相当，故目前生产上常用 T1 热处理规范。

ZM1 合金的强度和伸长率与 ZM5 合金相近，但其屈服强度（$\sigma_{0.2}$）却比 ZM5 合金高得多，因此 ZM1 比 ZM5 合金有更高的承载能力。

3）铸造性能　ZM1 和 ZM7 具有良好的流动性，但缩松倾向大。ZM1 合金的缩松倾向大致与 ZM5 合金相近，但 ZM1 合金较易形成集中缩松，便于采用加强补缩来消除铸件厚壁处的缩松，ZM1 合金铸件薄壁处则可用加快冷却使缩松集中在铸件壁的中央，这样的缩松分布对铸件力学性能的危害比较小。故 ZM1 合金铸件各处的力学性能较为均匀，即其壁厚效应较小。

ZM1 合金铸造性能的相关参数见表 2.3-40。

ZM1 合金容易热裂，用于金属型铸造时热裂倾向更为严重，故常用于砂型铸造。ZM1 合金焊接性能差，一般不宜焊补。

合金中含锆量不足时，不仅降低力学性能，也会显著影响铸造性能。当"溶解锆"质量分数由0.6%降为0.4%。时，其晶粒即由细粒状变为较粗大的花朵状。缩松和热裂都更为严重。

ZM1 合金中含锆，其熔炼工艺较为复杂，易产生比较严重的夹杂。

ZM1 合金的抗蚀性很好（比高纯度的 ZM5 合金还要好），抗应力腐蚀性也很好。

3.4 其他镁合金

目前常用的镁合金除 Mg－Al－Zn、Mg－Zn－Zr 系合金外，还有 Mg－RE、Mg－Mn、Mg－Ag、Mg－Sr、Mg－Li、Mg－Th、Mg－Ca、Mg－Y 和 Mg－Zr 等合金系（含有少量其他合金元素），这些合金的性能各有特点。如 Mg－RE 系合金耐热性好，Mg－Mn 系合金耐蚀性优良，Mg－Li 系合金密度很小，且韧度较高，Mg－Th 和 Mg－Y 系合金也有较高的耐热性和强度。下面对耐热镁合金和镁基阻尼合金作一简介。

3.4.1 耐热镁合金

耐热铸造镁合金指可在 150～300℃范围内长期工作的铸造镁合金，此类铸造镁合金一般属 Mg－RE 系合金，比一般的 Mg－AL－Zn 及 Mg－Zn－Zr 系高强度镁合金的使用温度高。

在铸造镁合金中，稀土元素是改善耐热性最有效和最具实用价值的金属。在稀土金属中，Nd 的作用最佳。Nd 在镁合金中可导致在高温和常温下同时获得强化，Ce 或 Ce 的混合稀土虽然对改善耐热性效果较好，但常温强化作用差。La 的作用则在两个方面均不如 Ce。含稀土的镁合金之所以具有较好的耐热性是因为 Mg－RE 系中 δ（Mg）固溶体及化合物相热稳定性较高。Mg－RE 系的共晶温度比 Mg－Al 及 Mg－Zn高得多（552～593℃）。三价稀土元素被认为提高了电子浓度，可以增强镁合金原子间的结合力，减小了镁在 200～300℃的原子扩散速度，特别是稀土金属与镁形成的化合物如 Mg_9Nd 比 $Al_{12}Mg_{17}$ 和 MgNd 的热稳定性高，不易长大、分解，且有很高的热硬性，当从室温加热到 200℃时，Mg－Nd 系中的 Mg_9Nd 相的硬度下降约 20%，而 $Al_{12}Mg_{17}$ 和 MgZn 相的硬度则减小约 40%～50%。此外，在 150～300℃范围内 Nd 在镁中的固溶度变化较小，因而固溶体与第二相之间原子交换作用减弱。这些因素都有助于阻止高温下晶界迁移和减小扩散性蠕变变形。

在 Mg－RE 合金中通常要通过加入 Zn 来增加合金的常温强度，加入 Zr 来细化合金的晶粒，并在熔炼过程中净化镁液，改善镁合金的耐蚀性。

钇也是镁合金中的一个重要稀土元素，钇对镁合金具有很高的时效硬化倾向。在 Mg－Y 合金中往往还要加入 Nd 和 Zr。Mg－Y－Nd－Zr 合金具有比其他镁合金高得多的室温强度和高温蠕变性能，使用温度可高达 300℃。

国标中的 ZM2、ZM3、ZM4 合金为含铈的耐热合金，这些合金的耐热效果较好，但常温的强化效果不太显著，ZM6 为含钕的稀土耐热合金，它不仅具有较高的高温强度，也具有较高的室温强度。

这类合金还具有良好的铸造工艺性能（流动性好，热裂倾向小，无显微缩松，气密性好）和热变形能力。

Mg－RE 系合金的常用物理性能见表 2.3-41，高温力学性能见表 2.3-42，持久和蠕变强度极限见表 2.3-43。

表 2.3-41 镁稀土金属锆系合金的物理性能

物理性能	ZM3	ZM4	ZM6	物理性能	ZM3	ZM4	ZM6
凝固温度范围				线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$			
液相线/℃	645	645	640	20～200℃	25.1	25.76	25.4
固相线/℃	590	545	550	20～250℃	—	26.27	—
				20～300℃	25.9	26.72	26.0
比热容 c/kJ·(kg·K)$^{-1}$				热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$			
20～50℃	—	896	—	50℃	—	96	—
20～100℃	1 038	1 005	904	100℃	—	100	130
20～150℃	—	1 038	—	150℃	—	106	—
20～200℃	1 047	1 097	980	200℃	—	110	142
20～250℃	—	1 147	—	250℃	—	114	—
20～300℃	1 089	1 122	1 034	300℃	117	116	147
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$				密度 ρ（20℃）/g·cm^{-3}	1.80	1.82	1.77
20～100℃	23.60	23.90	23.20	电阻率 ρ/nΩ·m	73	70	84
20～150℃	—	24.99	—				

表 2.3-42 镁稀土金属锆系合金的高温力学性能

合金代号	热处理状态	试验温度/℃	抗拉强度 σ_b	比例极限 $\sigma_{0.01}$	屈服强度 $\sigma_{0.2}$	断后伸长率 δ_{10}	断面收缩率 ψ	硬度 HBS
			MPa			%		
ZM3	F	100	151	—	84	7.0	8.2	—
		150	140	—	67	13.0	22.0	—
		200	146	—	69	14.3	29.1	30
		250	147	—	72	15.0	32.2	28
		300	107	—	56	26.7	68.4	26
ZM4	T1	100	148	46	85	4.0	4.5	—
		150	156	42	73	20.0	20.9	—

续表 2.3-42

合金代号	热处理状态	试验温度 /℃	抗拉强度 σ_b	比例极限 $\sigma_{0.01}$	屈服强度 $\sigma_{0.2}$	断后伸长率 δ_{10}	断面收缩率 ψ	硬度 HBS
			MPa			%		
ZM4	T1	200	141	44	67	23.9	37.2	—
		250	132	45	63	31.4	55.2	—
		300	94	27	53	25.0	74.8	—
ZM6	T6	100	203	76	130	10.9	—	—
		150	196	70	129	9.4	—	—
		200	193	69	126	16.7	—	—
		250	162	65	121	13.3	—	—
		300	109	33	79	22.2	—	—

3.4.2 镁基阻尼合金

镁的弹性模量小，因而纯镁的阻尼性能极好，但力学性能很低，而常用的一些镁合金如 Mg - Al - Zn 系合金，虽然力学性能较高，比强度、比刚度也较高，但阻尼性能较低。因此必须妥善解决力学性能和阻尼性能之间的匹配。

表 2.3-43 镁稀土金属锆系合金的持久和蠕变强度极限

合金代号	热处理状态	试验温度 /℃	持久强度极限 σ_{100}	蠕变极限 $\sigma_{0.2/100}$
			MPa	
ZM3	F	250	74	49
ZM4	T1	200	108	59
		250	59	29
ZM6	T6	200	137	96
		250	78	37
		300	29	—

某些镁合金具有较高的减振和降低噪声能力。以镁合金 AZ91D 为例，在 20 MPa 应力水平下 AZ91 的衰减系数为 20%，而铝合金（A380）只有 1%；在 100 MPa 应力水平下 AZ91 的衰减系数上升为 55%；AS41 更是高达 70%，而铝合金（A380）只达到 4%。镁合金是一种非常理想的减振材料。

ZMJD 阻尼合金是我国开发的一种阻尼镁合金。其主要合金元素有锆、锌、钕、锰等，杂质为铁和硅。其铸态力学性能 $\sigma_b \geqslant 165$ MPa，$\delta_5 \geqslant 8\%$，阻尼比 $\psi \geqslant 45\%$，经氢化处理后，力学性能可进一步提高，但阻尼比 ψ 会有所下降。该合金的密度 $\rho = 1.75$ g/cm^3，故比强度高。其铸态金相组织由 δ（Mg）等轴晶及晶内均匀分布的点状富锆相所组成，晶界上分布有 Fe、Mg_2Si 等杂质。锆不溶于镁中，能细化晶粒，强化合金，不降低阻尼性能。锌、钕起固溶强化作用，加入量低时，对阻尼性能影响不大。铁、硅超过允许含量时，会同时恶化力学性能和阻尼性能。熔炼、铸造工艺和常规镁合金相同。锆以 Mg - Zr 中间合金形式在 780 ~ 800℃时加入。使用时经阳极氧化处理，喷漆防护。可制成导弹指令系统的壳体、紧固件，能提高工作可靠性和飞行姿态的准确性，也可作鱼雷、火箭的防振降噪结构件。

Mg - Zr 阻尼合金 K1A（Mg - 0.7Zr）是国外的一种新型的、密度比较小的阻尼镁合金，其阻尼性能不仅远高于常用的铝合金，甚至比灰铸铁还高。

镁合金与典型铝合金、灰铸铁的阻尼性能比较见表 2.3-44。

表 2.3-44 镁合金与典型铝合金、灰铸铁的阻尼性能比较

合 金	状 态	不同压力下的阻尼比/%				
		7.0 MPa	13.8 MPa	20 MPa	25 MPa	35 MPa
AZ92A	F	0.17	0.45	2.09	5.54	—
	T4	0.50	1.04	1.29	2.62	3.78
	T6	0.35	0.70	1.64	3.08	4.78
EZ33A	F	—	4.88	12.55	18.15	22.42
K1A	F	40.0	48.8	56.0	61.7	66.1
A335	T6	—	0.51	0.67	1.0	—
A356	T6	0.3	0.48	0.62	0.82	1.2
灰铸铁	—	—	5.0	12.2	14.2	16.5

3.4.3 铸造镁合金的发展

由于镁合金的强度、韧度、耐热性和耐蚀性较低，为扩大镁合金的应用，一直以来，人们从未停止改善镁合金的强度、韧度、耐热性和耐蚀性等方面的尝试。因此铸造镁合金的发展总是围绕这几方面展开。

1）提高镁合金的强度。在镁合金中加入 Si、Mn、Ca、Sn 等合金元素并经恰当的热处理，可有效提高镁合金的强度。如美国的一种高强度铸造镁合金化学成分（质量分数）

为 Al 为 12% ~ 20%、Zn 为 0.1% ~ 10%、Sn 为 0.1% ~ 15%、Mn 为 0.05% ~ 1.5%，该合金比 AZ91 有更好的压铸工艺性和更高的强度。

2）提高镁合金的韧度。提高镁合金韧性的主要方法有：①降低镁合金的 Al 含量，可提高合金的韧度。AM60、AM50 和 AM20 即是其例。其中 AM60 和 AM50 已进入了 ASTM 压铸镁合金标准。AM20 因熔点高，压铸工艺性差，没有获得太多的应用。②锂合金化也是提高镁合金韧性的最重要途径，近年仍有不少研究和专利。Mg - 14%Li 合金作为韧性最好、最轻的镁合金，耐蚀性也较好，虽价格昂贵，但在航空和军用领域仍有一定应用。德国的 LAE445（MgLi4Al4Re5）合金与 AE42 有相同的抗拉和屈服强度，但缺口冲击功提高了 1 倍，LZE421（MgLi4Zn2Re1）同 ZE41（MgZn4.2Re1.2）比，不但强度明显提高，且冲击功增加 6 倍。

3）提高镁合金的耐热性。在镁合金中，加入能形成稳定的金属间化合物的合金元素可改善镁合金的高温抗蠕变性能。在 Mg - Al 系合金中能与 Al 形成金属间化合物的元素有 Ca、Sr、Sc、Y、La 和 Ce、Pr、Nd、Mn 等，能与 Mg 形成金属间化合物的有 Al、Si、Ge、Sn、Pb、Sb、Bi 等。因此为提高镁合金的高温抗蠕变性能，通常加入质量分数 2% ~ 6% 的 Al，使合金有较好的铸造工艺性的基础上，加入 Si、RE、Ca、Sr、Mn 等来改善镁合金高温性能。稀土中 Y 对提高镁合金高温性能十分有效，加入少量的 Y 就可以显著降低镁合金的高温蠕变率。Nd、Dy 和 Ce 混合稀土都可有效改善镁合金的高温性能。早期开发的 AS41（MgAl4Si1）、AS21（MgAl2Si1）、AE42（MgA14Ce2）是最典型代表。近年国外开发的 AC50.7（w（Al）= 2% ~ 6%，w（Ca）= 0.1% ~ 0.8%，w（Mn）0% ~ 0.25%）和 Al - Ca 专利合金都是钙强化高温镁合金，抗蠕变性能与 AE42 同，成本低。AJ 系列锶强化合金也比较成功，其 175℃抗蠕变性与 A380 同，抗松弛优于 AE42，耐蚀及工艺性与 AZ91D 相同。该合金已用于汽车动力系统铸件。ACX 系合金是在 Mg - 5%Al - 3%Ca 的基础上加 Sr 和 Si 进一步强化，使合金高温抗蠕变性比 AE42 提高 25%以上。在 Mg - 5%Al - 2%Ca 的基础上加质量分数为 2% ~ 6%的混合稀土得到的 ACM522 合金在 150℃抗蠕变性能优于 AE42，耐热耐蚀性与 A384 相同，且压铸工艺性好，已应用于轿车发动机油盘。另外，在 Mg - Zn（- Al）系镁合金中加入 Cu、RE、Ca、Be、Mn 等也能改善镁合金的耐热性，如 ZC62（MgZn6Cu2）、ZC63 和 ZC71 及加钙的 ZAC8506（MgZn8A15 Ca0.6Mn0.3）等。Mg - RE 系耐热镁合金研究较多，该系列典型合金是美国 ASTM 砂铸镁合金标准中的 WE43（w（Y）= 4%，w（RE）= 3%）和 WE54。加入少量 Zn 和 Mn 也可提高稀土镁合金的耐热性，如 MEZ（质量分数：Mg - 2.5%RE - 0.35%Zn - 0.3%Mn）合金在高于 150℃条件下抗蠕变性能明显优于 AE42。

4）提高镁合金的耐蚀性。众所周知，阴极杂质元素（Fe、Ni、Cu 等）是影响镁合金耐蚀性的主要因素，用高纯度即可保证镁合金一定的耐蚀性。近年来合金元素对耐蚀性能的影响受到重视，利用合金化可进一步提高镁合金的耐蚀性。如利用 Y 合金化的镁合金在盐腐蚀条件下耐蚀性高于 AZ91D。合金中 Y 与 Al 形成的 Al_2Y 强化相对腐蚀不敏感，即不促进合金基体的腐蚀。

此外，改善合金的铸造工艺性，降低生产成本，使之适用于大批量压铸生产也是近年新的镁合金研究开发的目标。添加合金元素可改善现有镁合金的工艺性。在铸造镁合金中加入质量分数为 0.001% ~ 0.1%的 Sr 可减少压铸和砂型铸件的显微缩松，同时细化晶粒。添加质量分数 0.000 5%以上的 B 可代替 C_2Cl_4、C_2Cl_6 和 Zr、Ti 细化镁合金，细化效果好，不衰退，不影响合金的耐蚀性，并能防止 C_2Cl_4、C_2Cl_6 对工作环境的污染。

3.5 镁合金的熔炼特点

3.5.1 镁合金熔液与常用介质的作用

镁的化学活性很高，固态的镁在空气中会和氧反应生成疏松的白色氧化膜（MgO），该氧化膜不能保护镁不再氧化。而镁熔液遇氧气会剧烈氧化而燃烧，发出耀眼的白光，最高温度达 2 875℃。加铍能改变氧化膜的特性，MgO - BeO 复合膜对镁液有良好的保护作用。

镁和水汽的反应比镁和氧气的反应更激烈，高温时反应更甚。反应生成的氢气和空气中的氧气迅速混和反应，以及液态的水受热而迅速汽化，导致猛烈的爆炸，引起镁熔液飞溅，危害极大。

对镁来说氮气不是惰性的，氮气能与镁反应生成 Mg_3N_2 膜，该膜疏松多孔，不能阻止反应继续进行，当搅动镁液时，它还会混入镁液，悬浮在镁液中，成为非金属夹杂物。

CO、CO_2 能和镁反应，生成 Mg_2C 及 MgO，反应在低温时极其缓慢，随温度升高，反应加快，但其反应速度远低于镁和氧气、镁和水汽的反应，所以 CO、CO_2 对镁有一定的保护作用。

硫磺和镁熔液相遇时，首先受热变为硫蒸气（硫沸点为 444.6℃），部分硫蒸气在镁液表面形成 MgS 保护膜，大部分硫蒸气和氧气反应生成 SO_2，SO_2 又和镁液发生反应生成 MgO + MgS 复合表面膜，此膜很致密，能阻缓镁液氧化，但当温度大于 750℃时，此膜将破裂，失去保护作用。SO_2 与镁剧烈反应还会生成硫化物夹杂。

硼酸（H_3BO_3）受热后脱水变成硼酐（B_2O_3），遇镁及 MgO 反应生成致密的 Mg_3B_2 膜及 $MgO\cdot B_2O$ 釉质膜，对镁液均具有保护作用。

$NH_4F\cdot HF$ 及 $NH_4\cdot BF_4$ 与镁熔液相遇时即行分解，在镁熔液周围形成 NH_3 及 HF 保护气体，并在镁液表面形成致密的 MgF_2 膜。

在高温时，SF_6 与镁发生化学作用，表面膜中有 MgF_2 生成，使疏松的 MgO 膜转变为由 MgO + MgF_2 组成的连续、致密的混合膜，因而含 SF_6 的气氛有防止镁熔液氧化燃烧的作用。

氩、氦、氖等惰性气体均不与镁发生化学反应，可防止镁熔液的燃烧。但在这些气氛中，镁熔液不能生成防护性的表面膜，故不能阻止镁的蒸发。

3.5.2 原材料与中间合金

1）镁合金熔炼常用纯金属　镁合金熔炼常用纯金属的种类及技术规格如表 2.3-45 所示。镁合金熔炼用纯金属应有较高的纯度，尽量少向镁合金中带入杂质，尤其是 Ni 和 Fe，以保证合金有较高的耐蚀性。

表 2.3-45　镁合金熔炼用纯金属的种类及技术规格

材料名称	技术标准	材料牌号或代号
镁锭	GB/T 3499—1995	Mg99.95
铝锭	GB/T 8644—2000	A199.95
锌锭	GB/T 470—1997	Zn99.95
稀土金属	GB/T 4153—1993	RECe - 45
金属钕	GB/T 9967—1988	Nd - 4B（w（Nd）> 99.0）
海绵锆	YS/T 397—1994	HZr - 1（Zr + Hf99.4 以上）
电解金属锰	GB/T 3418—1982	DJMn99.5 以上
银锭	GB 4135—1994	Ag - 2（w（Ag）> 99.95）

2）镁合金熔炼用中间合金 镁合金熔炼常用中间合金 的种类及技术规格见表2.3-46。

表2.3-46 镁合金熔炼常用中间合金的种类、化学成分及技术规格

名称	合金牌号	技术标准	主要组元的含量（质量分数）/%
铝-锰中间合金	AlMn10	HB5371—1987	Mn9~11
铝-铍中间合金	AlBe3	HB5371—1987	Be=~4
镁-锆中间合金	—	Q/6S93—1980	Zr≥25
镁-钕中间合金	MgNd-35 MgNd-25	—	RE30~40，Nd/RE≥0.85 RE20~30，Nd/RE≥0.85

3）镁合金的回炉料 镁合金铸件的废铸件、浇冒口、坩埚内剩余的金属（或其浇出的铸锭）、溅出物、镁屑重熔锭等均可作为镁合金熔炼的回炉料使用。各种牌号镁合金的回炉料均可作为本牌号合金的回炉料，但应注意各牌号镁合金，尤其是含锆和含铝的镁合金的回炉料不能相混使用（如发生混料，可按表2.3-47方法加以鉴别）；上述各种回炉料使用前均应清理、吹砂处理干净；为保证铸件质量，回炉料的使用比例一般不宜太高，使用二级和三级回炉料时，其用量的总和以不超过炉料总质量分数的40%为宜。

表2.3-47 含锆和含铝的镁合金的鉴别方法

鉴别过程	颜 色	合金类别
打磨回炉料表面，使之显露光亮的金属表面，然后滴上稀盐酸	黑色	含锆镁合金
	白色	含铝镁合金
打磨回炉料表面，使之显露光亮的金属表面，先滴上一滴稀盐酸，然后滴加2滴体积分数为3%的双氧水	黄色泡沫	含稀土金属镁合金
	灰黑色沉淀	含铝镁合金

3.5.3 镁合金熔炼的溶剂

为防止镁熔液的氧化燃烧，生产中一直采用在熔剂层（或气体）保护下的熔炼。

镁合金的熔剂有两种作用：①覆盖作用，熔融的熔剂借助表面张力的作用，在镁熔液表面形成一连续、完整的覆盖层，隔绝空气，阻止 $Mg-O_2$、$Mg-H_2O$ 反应，可防止镁的氧化，也能扑灭镁的燃烧。②精炼作用，熔融的熔剂对非金属夹杂物具有良好的润湿、吸附能力，并利用熔剂与金属的密度差，把金属夹杂物随同熔剂自熔液中排除。

镁合金熔剂主要是由 $MgCl_2$、KCl、CaF_2、$BaCl_2$ 等氯盐、氟盐的混合物组成的。几种盐按一定比例混合，使熔剂的熔点、密度、黏度及表面性能均能较好地满足使用要求。

镁合金熔剂的主要成分是 $MgCl_2$，它对镁熔液具有良好的覆盖作用及一定的精炼能力。$MgCl_2$ 易与其他盐混合形成低熔点盐类混合物，如无水光卤石［$w(MgCl_2)=44\%\sim52\%$，$w(KCl)=32\%\sim46\%$］，其熔点仅为400~480℃，流动性好，在镁熔液表面能迅速地铺展成一层连续、严密的熔剂层。$MgCl_2$ 还能与空气中的氧及水汽反应生成 HCl、Cl_2、H_2 等，反应生成的 Cl_2、HCl 又能迅速和镁反应生成一层 $MgCl_2$，盖住无熔剂的镁熔液表面。这样，HCl、Cl_2、H_2 等保护性气氛及 $MgCl_2$ 薄层覆盖均能有效地阻止镁与氧、水的作用，防止氧化，抑制燃烧。实验证明，在镁熔液表面撒上一层干的 $MgCl_2$ 粉，即使没有形成连续的覆盖层，同样也能扑灭镁的燃烧，而其他熔剂只能起到机械隔绝的作用。$MgCl_2$ 的良好精炼作用在于液态的 $MgCl_2$ 对 MgO、Mg_3N_2 的润湿性好，能有效地吸附悬浮于熔液中的这些夹杂。此外，$MgCl_2$ 还具有化学造渣的作用，造渣产物 $MgCl_2\cdot5MgO$ 能从熔液中沉淀出来。可见，$MgCl_2$ 在精炼过程中起主要作用。

在 $MgCl_2$ 中加入 KCl 后，能够显著降低 $MgCl_2$ 的熔点、表面张力和黏度。KCl 的另一作用是提高熔剂的稳定性，即减少高温时 $MgCl_2$ 的蒸发损失，使 $MgCl_2$ 的蒸汽压下降。

$BaCl_2$ 的密度大，964℃时液态的密度为3.06 g/cm^3，20℃时固态的密度为3.87 g/cm^3。可作为熔剂的加重剂，以增大熔剂与镁熔液之间的密度差，使熔剂与镁熔液更易于分离。$BaCl_2$ 的熔点为955℃，黏度较大，加到熔剂中也能加大熔剂的黏度。

CaF_2 比无水光卤石密度大，20℃时固态密度为3.18 g/cm^3，1 380℃时液态密度为2.53 g/cm^3，而光卤石的密度仅1.58 g/cm^3，故也可加大熔剂密度。CaF_2 加到 KCl、NaCl、$CaCl_2$ 等盐中，如加入量超过共晶点，则使熔剂的黏度剧增，故可作为稠化剂使用。在含有足够量 $MgCl_2$ 的熔剂中，加入 CaF_2 可提高熔剂的稳定性和精炼能力。这主要是加入氟盐后，提高了 MgO 在熔剂中的溶解度。少量的氟离子还可适当提高熔剂与镁熔液间的表面张力，改善精炼效果。因此，熔剂中一般均加入 CaF_2。

镁合金熔炼过程中使用的材料还有硫磺、硼酸（H_3BO_3）、氟附加物（$NH_4BF_4\cdot NH_4HF\cdot NH_4F$）、烷基磺酸钠（RSONa）等，用以防止镁熔液在浇注及充填铸型时发生氧化、燃烧。

型砂中加入质量分数为2%~4%的 RSONa 和1.5%~2.5%的 H_3BO_3 或少量硫磺，可防止镁在充填铸型过程中的燃烧，因为 RSONa 受热后既能分解出 SO_2、CO_2 等防护性气体，又能与镁熔液反应生成 MgS 等致密膜。

综上，在镁合金熔炼过程中，主要采用氯盐、氟盐组成的混合熔剂，熔剂常用盐类的物理性质及其在熔剂中的作用见表2.3-48，常用熔剂的组成及用途见表2.3-49。

国内近年开发出来的 JDMF 覆盖剂、JDMJ 精炼剂，是以无水光卤石为主体，添加一些固体化合物，使熔剂的熔点降低、黏度增加，在镁合金熔炼温度下，固体化合物分解，释放出保护气体，使熔剂发泡，密度下降，大大减缓了熔剂的沉降。这种新型熔剂对镁液来说，兼有熔剂保护与气体保护、熔剂精炼和气体精炼双重功效，能有效地防止镁合金液的氧化和提高镁合金的冶金质量，使用中释放出来的有害气体的含量远低于国家标准，消除了公害，改善了环境。

表 2.3-48　镁合金几种熔剂及常用盐类的物理性质及其在熔剂中的作用

盐类名称	分子式	熔点/℃	沸点/℃	密度/$g\cdot cm^{-3}$			在熔剂中起的作用
				固态（20℃）	液态		
					密度	测定温度/℃	
氯化镁	$MgCl_2$	718	1 412	2.18	1.69	722	覆盖，精炼
氯化钾	KCl	772	1 500	1.99	1.52	722	降低熔剂熔点
氯化钠	NaCl	800	1 413	2.17	1.54	814	降低熔剂熔点
氯化钙	$CaCl_2$	774	1 600	2.15	2.06	780	降低熔剂熔点
氯化钡	$BaCl_2$	955	1 560	3.87	3.06	964	加重剂，并且能提高黏度
氟化钙	CaF_2	1378	2500	3.18	2.53	1 380	提高黏度，密度和精炼能力
无水光卤镁	$MgCl_2$ + KCl 等	487	—	—	1.58	700	洗浇包、熔化工具用。熔剂原料
氟化镁	MgF_2	1 396	2 260	2.47	—	—	提高精炼能力
RJ-1	—	—	—	—	1.69	700	
RJ-2	—	—	—	—	1.74	700	
RJ-3	—	—	—	—	2.00	700	

表 2.3-49　镁合金熔炼常用的几种熔剂的组成及用途

牌号	主要成分（质量分数）/%						杂质（质量分数）/%				用　途
	氯化镁	氯化钾	氯化钡	氟化钙	氧化镁	氯化钙	氯化钠+氯化钙	不溶物	氧化镁	水	
光卤石	44~52	36~46	—	—	—	—	7	1.5	2	2	洗涤熔炼及浇注工具，配制其他熔剂
RJ-1	40~46	34~40	5.5~8.5	—	—	—	8	1.5	1.5	2	洗涤熔炼及浇注工具，配制其他熔剂，镁屑重熔用熔剂
RJ-2	39~46	32~40	5~8	3~5	—	—	8	1.5	1.5	3	熔炼 ZM5、ZM0 合金用作覆盖和精炼
RJ-3	34~40	25~36	—	15~20	7~10	—	8	1.5		3	有挡板坩埚熔炼 ZM5、ZM10 合金时用作覆盖剂
RJ-4	32~38	32~36	12~15	8~10	—	—	8	1.5	1.5	3	ZM1 合金精炼和覆盖剂
RJ-5	24~30	20~26	28~31	13~15	—	—	8	1.5	1.5	2	ZM1、ZM2、ZM3、ZM4 和 ZM6 合金覆盖剂和精炼
RJ-6	—	54~56	14~16	1.5~2.5	—	27~29	8	1.5	1.5	2	ZM3、ZM4 和 ZM6 合金精炼

3.5.4　镁合金的熔炼

（1）镁合金的变质处理和精炼处理

镁合金铸锭及铸件易产生局部晶粒比较粗大，厚壁处更为明显，晶粒粗大还将使合金的缩松和热裂倾向大大加剧，力学性能明显下降，因此须对镁合金进行变质处理。其目的是细化镁合金的晶粒，提高其力学性能，改善铸造性能，减少热裂、疏松等铸造缺陷。变质处理的实质是向合金液中加入难熔物质，以便在凝固过程中形成大量的结晶核心，达到细化晶粒的目的。

1）Mg-Al 系合金的变质处理　Mg-Al 系合金目前常用的变质处理是“碳”变质处理。即在熔液中加入一定量的 $MgCO_3$、$CaCO_3$、C_2Cl_6 等含碳的化合物，在高温下这些含碳的化合物反应生成碳，碳又与铝生成大量细小的、弥散分布的 Al_4C_3 难熔质点。由于 Al_4C_3 与镁同属密排六方晶格，晶格常数与 δMg 仅相差 4%，所以可作为外来晶核，使镁的晶粒细化。C_2Cl_6 比 $MgCO_3$ 变质处理的效果要好，前者比后者变质处理的镁合金力学性能会提高 10%~20%，且在变质处理 2 h 后进行浇注，合金仍保持良好的细化效果。影响“碳”变质效果的因素有：①变质处理后，随着熔液静置时间的增加，晶粒将逐渐粗化（工艺上规定变质处理后 45 min 之内必须浇注完毕）。②“碳”变质、剧烈搅拌与短期升温至 800℃随后快冷到浇注温度相结合，将会进一步增强细化晶粒的效果。③合金中含有一定量的锰有利于细化晶粒，且 Al-Mn 中间合金中锰的质点越细小、分布越均匀，对合金的细化效果越好。铍加入量过大，或锆混入熔液中，均能引起晶粒粗化。钛、稀土元素有可能导致变质失效。

镁-铝系合金的变质处理常用“钟罩压入法”，具体工艺为：称量（按表 2.3-50）变质剂，并用铝箔包好，置于预

热的钟形罩中；根据所采用的变质剂，将合金液升温至表2.3-50所示的温度；用钟形罩将变质剂缓慢地压入合金液中1/2～2/3深处，平稳地作水平移动，直至变质剂分解完毕，变质处理的持续时间不应少于5 min；合金液表面若发生燃烧，可用熔剂覆盖灭火；清除合金液表面上的熔渣，变质处理即告完成。镁－铝系合金变质处理的常用工艺参数见表2.3-50。

表2.3-50 镁－铝系合金的变质剂及其用量和处理温度

变质剂	用量（占炉料质量分数）/%	处理温度 /℃
碳酸镁或菱镁矿	0.25～0.5	710～740
碳酸钙（白垩）	0.5～0.6	760～780
六氯乙烷	0.5～0.8	740～760

注：1. 菱镁矿在使用前应破碎成约10 mm的小块。
2. 碳酸钙在使用前应磨碎，过20号筛。

Mg－Al系合金也可采用"过热变质"，即把精炼后的镁液升温到850～900℃，保温10～15 min，然后迅速冷却到浇注温度进行浇注，即可晶粒细化。如同时加以搅拌，将会增加细化效果。

近年研究发现，TiC/Al和SiC/Al中间合金也可用于Mg－Al系合金的变质细化处理。如加入质量分数为0.5%～1.0%的Al－4%TiC或Al－10%SiC中间合金，可显著细化Mg－Al系合金的晶粒。据认为，制备TiC/Al和SiC/Al中间合金时，会形成少量的高熔点化合物Al_4C_3，Al_4C_3包覆或附着在TiC和SiC表面，包覆或附着有Al_4C_3的TiC和SiC可作为δMg的异质结晶核心，从而达到细化晶粒的目的。

2）Mg－Zn、Mg－RE系合金的变质处理　对于Mg－Zn、Mg－RE系合金加锆能显著细化晶粒。锆对Mg－Zn系合金晶粒细化程度的影响见图2.3-62。可见，当锆的质量分数0.6%时，使Mg－Zn合金晶粒明显细化。这是由于当锆的质量分数0.6%时，镁熔液中出现大量细小的、弥散分布的αZr难熔质点，αZr质点可作为镁熔液的外来晶核，从而细化镁合金的晶粒。

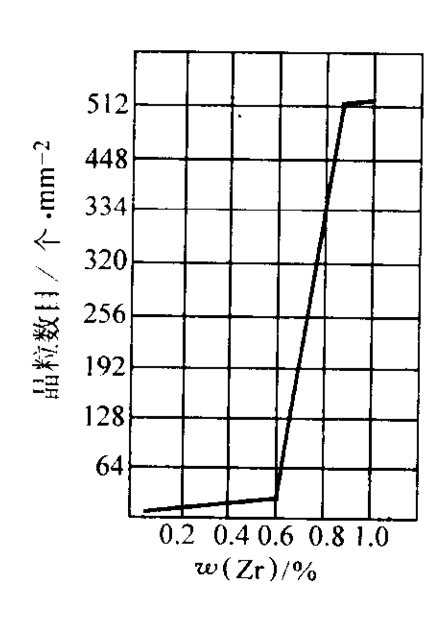


图2.3-62 锆对Mg－Zn系合金晶粒细化程度的影响

锆还与镁合金中的氢形成ZrH_2固态化合物，从而大大降低镁熔液中的含氢量，对减轻疏松有利。

锆的熔点高（1 855℃），密度大（6.45 g/m³），在镁熔液中难以溶解，无法以纯锆的形式加入；锆在镁中的溶解度很低，难以用纯锆制成含锆量高、成分均匀的Mg－Zr中间合金。锆的化学活性很强，与炉气中的氧、氮、氢、CO、CO_2及合金中的铁、铝、硅、锰、钴、镍、锑、磷等均能生成不溶于镁的化合物，沉积于坩埚底部淤渣中，从而使合金中的含锆量下降。

生产中锆的实际加入量一般为镁合金成分需用量3～5倍，并多以Mg－Zr中间合金或氯锆酸盐或氟锆酸盐的形式加入。

3）精炼处理　镁合金精炼的目的是清除混入合金中的难熔的非金属夹杂物，如氧化镁、氮化镁等，净化镁熔液。目前生产中主要使用精炼熔剂进行精炼。

熔剂精炼法是用熔剂洗涤镁熔液，用专门的勺子将镁液上下循环搅动，把经充分脱水烘烤的由氯盐、氟盐组成的精炼熔剂撒在液面上，使其随着上下翻动的液流和镁熔液充分接触，利用熔剂与熔液的充分接触来润湿夹杂物，并将其聚集于熔剂中，随同熔剂沉析于坩埚底部。为此，熔剂应有良好的润湿、吸附夹杂的能力。精炼时还应防止产生新的夹杂。精炼温度一般控制在710～760℃，精炼后静置10～60 min，使镁液呈"镜面"状，使合金中的气体、熔渣及夹杂充分沉析。

生产中也有使用C_2Cl_6作为精炼剂进行精炼的，用C_2Cl_6处理镁熔液兼有变质和精炼双重作用。特别在无熔剂精炼（以防护性气氛熔炼）镁－铝合金时，更显示了它的优越性。其机理是C_2Cl_6在镁熔液中迅速分解出氯、碳等，氯与镁能生产出$MgCl_2$，起精炼作用，碳则起到如前所述的晶粒细化作用。此外C_2Cl_6分解所产生的气体还兼有除氢的作用。C_2Cl_6精炼的主要问题是在坩埚下部较大范围内产生絮状的悬浮性熔渣（成分为$MgCl_2$及MgO）。为此，可通氩气再行吹洗，使熔渣上浮、下沉，或者再用熔剂精炼1 min。镁合金的精炼工艺见表2.3-51。

表2.3-51 镁合金的精炼工艺

工序	处理内容
合金液的准备	将合金液温度调整至：ZM5和ZM10为710～740℃，ZM1、ZM2、ZM3、ZM4和ZM6为750～760℃
精炼处理	1）将搅拌勺（或搅拌器）沉入金属液中2/3深处 2）由上至下垂直搅拌合金液4～8 min，直至合金液呈现镜面光泽为止 3）在搅拌过程中，应往金属液面均匀而不断地撒上精炼熔剂。熔剂的消耗量约为炉料质量分数的1.5%～2.5% 4）停止搅拌，清除浇嘴、挡板（对有挡板坩埚）、坩埚壁和合金液表面上的熔剂，再撒一层覆盖熔剂

（2）除气处理

溶入镁熔液中的气体主要是氢气。镁合金中的氢主要来源于熔剂中的水分、金属表面吸附的潮气以及金属腐蚀物带入的水分。氢在镁熔液中的溶解度较大（比氢在铝熔液中大2个数量级），凝固时的析出倾向不如铝那么严重（镁熔液中氢的溶解度为固态的1.5倍），用快冷的方法可以使氢过饱和固溶于镁中，因而镁的除气问题未引起足够重视。但镁合金中的含气量会加重铸件中的缩松。试验表明，在生产条件下，当100 g镁的含氢量超过14.5 cm³时，镁合金中就会出现缩松。

镁合金可用通氯气来除气。氯气经石墨管引入镁熔液中，处理温度为725～750℃，时间5～15 min。通氯气后生成液态的$MgCl_2$，有利于氯化物及其他悬浮夹杂的清除。温度过高，形成的$MgCl_2$过多，有可能产生熔剂夹杂。通氯气除气会消除镁－铝合金的"碳"的变质效果，因此用氯气除气应在"碳"变质工艺之前进行。生产中也常用C_2Cl_6和六氯代苯等有机氯化物对镁熔液进行除气，这些氯化物以片状压入镁熔液中，工艺简便，但C_2Cl_6的除气效果不如氯

气好。

生产中也可采用边加精炼剂边通入氮气或氩气的方法精炼，能有效地除去镁熔液中的非金属夹杂物，同时又能除气。精炼效果好，作业时间短。

(3) 镁合金的熔炼工艺

1) 熔化工具及原料的准备　熔化前应检查、清理坩埚，各种锭模也应清理、预热并上涂料（预热至120~150℃，冷却至70~80℃），喷涂料（质量分数为：10%的滑石粉、5%的硼酸、2.4%的水玻璃，余量为水），再预热至120~200℃（待用）变质与精炼、浇注工具也应清理并在熔剂中洗涤。

主要金属原材料镁、铝、锌等最好采用一级品，以减少带入镁熔液中的杂质。稀土金属直接加入，锰和锆制成中间合金加入，铍以Al-Be中间合金或铍氟酸钠（$NaBeF_3$）形式加入。

配料时对炉料应先行吹砂，除去表面上的腐蚀物及熔剂、砂粒、氧化皮等，以防止它们与镁熔液反应和硅、铁、氢、氧化夹杂等进入熔液中。纯镁锭启封后应先经除油和吹砂后才能用于配料。配料时（质量分数）新金属占20%~40%，回炉料占80%~60%。其中二、三级回炉料总重量不大于炉料总重量的40%，三级回炉料不得大于20%。

各种熔剂、变质剂、防燃剂等均应充分干燥，除去水分。

2) 熔炼工艺　镁合金的熔炼可分为熔剂保护熔炼和气氛保护熔炼两大类，具体介绍如下。

① 熔剂保护熔炼工艺　镁-铝-锌系合金及镁-锌-锆系、镁-稀土金属-锆系合金的熔剂法熔炼工艺见表2.3-52和表2.3-53。

表2.3-52　镁-铝系合金的熔炼工艺

序号	工序名称	内　容	备　注
1	装料、熔化	1) 将坩埚预热至暗红色，在坩埚壁和底部撒上适量的覆盖熔剂 2) 加入预热的回炉料、镁锭、铝锭，升温熔化	
2	合金化	1) 升温至700~720℃ 2) 加入中间合金和锌，熔化后搅拌均匀	
3	炉前成分分析	1) 浇注光谱分析试样 2) 进行炉前光谱分析	成分不合格时，应在调整成分后，重新取样分析
4	变质处理	1) 将合金液升温至变质处理温度 2) 变质处理	按表2.3-50进行
5	精炼处理	1) 除渣后调整合金液温度至710~740℃ 2) 精炼5~8 min	按表2.3-51要求进行
6	断口检查	1) 合金液升温至760~780℃静置10~20 min 2) 浇注断口试样 3) 检查断口	断口如不合格，允许重新进行变质和精炼
7	浇注	降至浇注温度进行浇注	应在1 h内浇完，否则应重新检查断口，合格后方可继续浇注。如断口不合格，允许重新进行变质和精炼处理

表2.3-53　镁-锌-锆系和镁-稀土金属-锆系合金的熔炼工艺

序号	工序名称	内　容	备　注
1	装料、熔化	1) 将坩埚预热至暗红色，在坩埚壁和底部撒上适量的熔剂 2) 加入预热的镁锭、回炉料，升温熔化 3) 在炉料上撒上适量的熔剂	
2	合金化	1) 升温至720~740℃后加入锌锭 2) 继续升温至780~810℃，分批而缓慢地加入镁-锆中间合金和稀土金属（指含稀土的镁合金） 3) 全部熔化后，捞底搅拌2~5 min，使合金均匀化	镁-锆中间合金应预热至300~400℃；锆也可以氯锆酸盐或氟锆酸盐的形式加入 搅拌时尽量不要破坏金属液表面，以减少氧化
3	断口检查	1) 浇注断口试样 2) 检查断口晶粒度	如断口的晶粒度不合格，可酌情补加质量分数为1%~3%的镁-锆中间合金，再自工序2重复
4	精炼	1) 将合金液温度调整至750~760℃ 2) 精炼4~8 min	按表2.3-51要求进行
5	浇注	1) 将合金液升温至780~810℃ 2) 静置10~20 min，必要时再次检查断口 3) 降至浇注温度进行浇注	

② 气氛保护熔炼工艺　气氛保护熔炼工艺是用 SF_6 与压缩空气的混合气体或 SF_6 与压缩空气、CO_2 三者的混合气体作为镁合金熔炼时固体炉料和镁熔液的保护气氛，防止其氧化、燃烧。气氛保护熔炼工艺不易产生夹渣，且可使镁的烧损从熔剂覆盖熔炼工艺的20%～25%降到3%～12%。这种熔炼工艺的原材料及熔炼工具的准备与熔剂保护熔炼工艺基本相同，不同之处在于：使用 SF_6、CO_2 等气体保护代替熔剂覆盖保护，采用 C_2Cl_6 变质精炼，氩气补充吹洗；对熔炼工具的洁净程度要求更高，熔炼工具必须彻底清理干净，并预热至200～300℃喷涂料。该工艺所用保护、精炼材料的技术要求如表2.3-54所示。气氛保护熔炼工艺的具体熔炼过程如下。

表2.3-54　无熔剂熔炼用气体及 C_2Cl_6 的技术要求

名称	技术要求（质量分数）/%
SF_6	水分≤30×10^{-4}；CF_4≤0.1；空气≤0.1；酸度（以HF表示）≤5×10^{-4}；可水解氟化物（以HF表示）≤15×10^{-4}；生物试验合格
CO_2	纯度≥99.9
Ar	纯度≥99.9
C_2Cl_6	工业一级

首先将熔炼坩埚预热至暗红，约500～600℃，装满经预热的炉料，装料顺序为：合金锭、镁锭、铝锭、回炉料、中间合金和锌等（如无法一次装完，可留部分锭料或小块回炉料待合金熔化后分批加入），盖上防护罩，通入防护气体，升温熔化（第一次送入 SF_6 气体时间可取4～6 min，使其体积分数约达0.1%～0.3%）。当熔液升温至700～720℃时，搅拌2～5 min，以使成分均匀，之后清除炉渣，浇注光谱试样。成分不合格时进行调整，直至合格。升温到730～750℃并保温，加入质量分数为0.1%的自沉式 C_2Cl_6 型变质精炼剂进行精炼。自沉式变质精炼剂配方见表2.3-55。

表2.3-55　自沉式精炼变质剂配方

编号	成分组成/g		
	C_2Cl_6	石墨	Zn
1	30	3	14～18
2	50	5	23～28
3	100	10	45～55

精炼变质处理完毕，除渣，在730～750℃用氩气补充吹洗精炼2～4 min（吹头应插入熔液下部），通氩气量以液面有平缓的沸腾为宜。氩气吹洗后，扒除液面熔渣，升温至760～780℃，保温静置10～20 min，浇注断口试样，如不合格，可重新精炼变质（用量取下限），但一般不得超过3次。熔液调至浇注温度进行浇注，并在静置后1 h内浇完。否则，应重新检查试样断口，不合格时需重新进行精炼变质处理。

浇注前，从直浇道往大型铸型内通入防护性气体2～3 min，中小型铸型内为0.5～1 min，对型腔进行"冲洗"，并用石棉板盖上冒口，以防止镁溶液在铸型中的氧化。浇注时，往浇包内或液流处连续输送防护性气体进行保护，并可撒硫磺和硼酸混合物（各占质量分数50%），以防止浇注过程中镁熔液氧化、燃烧。

在保护气氛中熔炼，铍对镁熔液的保护作用并无明显改善，且单独加铍的保护作用远不如保护气氛，因此，在气氛保护下熔炼镁时，在镁液中可不加铍，这样可避免因铍的加入而可能引起的镁合金晶粒粗大和炉气、炉渣等对环境的污染。

在镁合金熔炼中，采用 SF_6 作为防止镁液氧化燃烧的防护性气体，虽取得了较满意的使用效果，但研究表明，SF_6 在大气中与 CO_2 一样也会产生温室效应。因此从环境观点出发，在镁合金熔炼中应该压缩 SF_6 的消耗量。

3）熔炼设备　镁合金的熔炼设备主要有坩埚炉和无芯工频感应电炉。

坩埚炉可用燃料或电进行加热，燃料加热炉升温较快，电加热炉便于控制温度。

熔镁坩埚炉在构造上与熔铝时有所不同，为防止坩埚烧穿而发生燃烧、爆炸，在熔化炉炉膛底部设有斜槽，以备坩埚烧穿时漏下的镁液沿斜槽流入炉外盛有干燥熔剂的容器内，由于熔剂的覆盖，即可避免镁液的继续燃烧。也有的坩埚炉直接在炉膛下面安装一个盛有干燥熔剂的容器。

熔镁坩埚常采用20钢钢板焊接而成。焊缝处应保证焊透，坩埚底部应有圆弧。新坩埚投入使用前可先进行表面渗铝处理（0.10～0.13 mm）或喷铝处理（0.3～0.5 mm），以提高坩埚使用寿命。

熔镁的无芯工频感应电炉炉子结构及熔化加热原理与熔化铝合金的无芯工频感应电炉相同，但其坩埚采用钢板焊接坩埚。无芯工频感应电炉热效率高（高达85%）、熔化生产率高，大容量炉子可达750～800 kg/h，电磁搅动作用易使合金成分均匀，且有精炼作用。

3.5.4　浇注工艺及安全技术

浇注工艺对镁合金铸件的质量有直接的影响，镁合金铸件中的氧化夹杂及熔剂夹杂通常来自浇注过程。又因镁合金极易氧化，反应激烈时会发生燃烧和爆炸。为此，应严格控制浇注工艺，采取必要的工艺措施来保证铸件质量和生产安全。

1）合理的浇注温度。浇注前，应用带套管的热电偶，在熔剂坩埚中洗涤后，测量合金液的温度，确保较为准确的浇注温度。在保证充满铸型的前提下，尽可能采用较低的浇注温度，以降低熔液的氧化速度。

2）浇注工具的清理与洗涤。浇注工具每次进入溶液前，应先行清理干净，并在熔剂坩埚中充分洗涤或预热至亮红色，抖尽所黏附的熔剂，或喷以防护性涂料，以防熔剂进入金属液而产生夹杂。

3）舀取镁熔液时，应先用浇包嘴推开熔液表面的熔剂层，平稳地以宽口舀取镁熔液，切勿使熔剂进入浇包中。

4）浇注时应注意防止熔液的氧化、燃烧。浇注时浇包嘴应尽可能接近浇口杯，熔液流动力求平稳，防止涡流及飞溅，浇注过程不可断流，浇口杯始终保持有2/3以上熔液。浇注中应尽量减少熔液外露机会，不断地向液流表面和浇口杯内撒硫磺+硼酸混合物（质量各占50%）或充以防护性气体，一旦熔液暴露于空气中或燃烧时，应迅速补撒硫磺和硼酸的混合物。

5）浇注前，应先从浇嘴倒出少量带有熔剂的熔液，浇包和坩埚底部剩余的熔液也不允许浇入铸型（熔渣、夹杂密度较大易沉入其底部），应将其浇入锭模（前者约占浇包容量的10%，后者应占坩埚容量的15%）。

6）用可提式坩埚熔炼时，应选择合适的熔剂，并过热至850℃，或添加 CaF_2、MgF_2 等稠化剂，使熔液表面稠化、结壳，避免熔剂、夹杂在浇注时混入铸型中。

7）浇注过程应紧凑、及时，时间不应拖得太长。如浇注过程超过1 h，应重新检查断口。如断口不合格，ZM5和ZM10合金需要重新进行变质处理，其他合金则应进行再次加锆处理。

8）坩埚装料不得超过其容量的 90%，以免操作时镁液溢出。炉料必须经过充分预热干燥后方可装炉，以防炉内残存镁液而引起爆炸。装料时，最好用细碎料铺底，大块料不要直接碰击炉底，以延长炉衬寿命，防止穿炉。

9）熔炼工作场地应保持干燥、整洁，道路畅通。地面用铸铁板铺成，不允许使用混凝土地面。因镁液落到混凝土地面上时，与混凝土内所含水分相互作用而可能引起爆炸。工具、热电偶等在浸入合金液进行操作之前，必须预热干燥并在熔剂洗涤坩埚中洗涤干净并加热至亮红色；炉料试样模、断口模及锭模等在使用前也必须预热，保证干燥作业。

10）在任何情况下严禁用水灭火。一般的泡沫、干粉或二氧化碳等类型灭火剂也扑不灭镁的燃烧，使用这些灭火剂只能加速镁的燃烧并引起爆炸。只能使用镁合金的熔剂（如粉状光卤石、RJ－1、RJ－2、RJ－3）或干燥的石墨粉、干菱苦土、粉状氧化镁、镁合金铸造用砂等来灭火。

11）为防止坩埚穿孔，每次使用前应严格检查。熔炼过程中，炉内冒出熔剂汽化的黄色烟雾或白色氧化镁烟雾是坩埚已漏的迹象。

如坩埚穿漏不甚严重，对于固定式坩埚应该用手提式浇包迅速将合金液舀出浇入锭模；对于带挡板的坩埚，则立即将坩埚从炉内吊出，将合金浇入锭模。如穿漏严重，则不应取出坩埚，在可能的情况下用浇包舀出合金液，浇注成锭。炉中或坩埚中剩余的金属液用熔剂覆盖。

12）车间内应保持良好的通风条件，以减小熔剂粉尘和腐蚀性气体对人身和设备的危害。

3.6　镁合金的热处理及表面化学处理

镁合金的性能不仅与其化学成分，还与其所处的热处理状态有关。对镁合金铸件，铸态力学性能可通过固溶和时效加以改善。镁合金铸件热处理不仅可在不同程度上改善其力学性能如抗拉强度、屈服强度、伸长率或塑性、硬度和冲击韧度等，还可减少铸件的铸造内应力或淬火应力及在高温工作时的晶粒长大倾向，从而达到稳定铸件组织和尺寸的目的。

镁合金热处理中，各组元在 δ（Mg）固溶体的扩散和分解过程缓慢，为保证强化相充分固溶，在固溶和时效处理时需较长时间的加热（特别是砂型厚壁铸件）。为获得最大的过饱和固溶度，淬火加热温度通常只比固相线低 5～10℃。铸造镁合金在淬火时，不需要快速冷却，一般在空气或人工气流中冷却即可。热处理时，应注意防止零件在高温加热过程中发生氧化与燃烧，炉内需保持中性气氛（CO_2 或 Ar）或含体积分数为 0.5%～1% 的 SO_2 气氛或在炉内放置硫铁矿或黄铁矿。

镁合金在潮湿空气和水（尤其是海水）中是不稳定的，与大多数无机酸发生剧烈的化学反应。因此，镁铸件经过表面防护处理后才能在大气条件下长期使用。

3.6.1　镁合金的热处理的状态与选择

镁合金常用热处理工艺及作用见表 2.3-56。镁－锌－锆系合金和镁－稀土金属－锆系合金的常用热处理规范见表 2.3-57，镁－铝－锌系合金的常用热处理规范见表 2.3-58 和表 2.3-59。

表 2.3-56　镁合金铸件的热处理的状态与应用

热处理状态	符　号	用　　途
铸态	F	不经热处理，适用于 ZM3、ZM5、ZM10 合金铸件
无固溶处理的人工时效处理或稳定化处理	T1	提高铸态铸件的屈服强度和硬度；消除内应力和晶粒长大倾向。适用于 ZM1、ZM2、ZM4 合金铸件
退火	T2	消除铸件内应力。适用于 ZM3、ZM5、ZM10 合金铸件
固溶处理	T4	加热至 340～565℃保温后，适当地冷却。能提高抗拉强度、伸长率或塑性和冲击韧度，但会稍微降低屈服强度和硬度。适用于 ZM5、ZM6 和 ZM10 铸件
固溶处理后＋人工时效	T6	固溶处理（T4）后加热到 120～260℃保温一定时间。能显著提高屈服强度和硬度，对抗拉强度略有影响，但会降低塑性和冲击韧度 在时效温度选择适当时，也会达到部分消除及降低某些合金在高温条件下工作时的晶粒长大倾向。适用于 ZM5、ZM6 和 ZM10 合金铸件

表 2.3-57　ZM1、ZM2、ZM3、ZM4、ZM6 和 ZM7 合金的常用热处理规范

合金代号	热处理状态	固溶处理			时效处理			退　火		
		加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质	加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质	加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质
ZM1	T1	—	—	—	175 ± 5	12	空气	—	—	—
					218 ± 5	8				
ZM2	T1	—	—	—	325 ± 5	5～8	空气	—	—	—
ZM3	F	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	T2	—	—	—	—	—	—	325 ± 5	3～5	空气
ZM4	T1	—	—	—	200～250	5～12	空气	—	—	—
ZM6	T6	530 ± 5	12～16	空气	200 ± 5	12～16	空气	—	—	—
ZM7	T6	460 ± 5	5～8	热水	130	48	空气	—	—	—

注：ZM2 合金在低锌、高稀土含量情况下，可采用（330 ± 5）℃ × 2h＋（175 ± 5）℃ × 16h 或（330 ± 5）℃ × 2h＋（140 ± 5）℃ × 48h 热处理工艺制度，这可使合金性能稍有改进。

表 2.3-58　ZM5 和 ZM10 合金的常用热处理规范（一）（摘自 HB/T 5462—1990）

合金代号	铸件组别	热处理状态	固溶处理					时效处理		
			加热第一阶段		加热第二阶段		冷却介质	加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质
			加热温度/℃	保温时间/h	加热温度/℃	保温时间/h				
ZM5	Ⅰ	T4	370～380	2	410～420	14～24	空气	—	—	—
		T6	370～380	2	410～420	14～24	空气	170～180	16	空气
								195～205	8	
	Ⅱ	T4	370～380	2	410～420	6～12	空气	—	—	—
		T6	370～380	2	410～420	6～12	空气	170～180	16	空气
								195～205	8	
ZM10	—	T4	360～370	2～3	405～415	18～24	空气	—	—	—
		T6	360～370	2～3	405～415	18～24		185～195	4～8	空气

注：Ⅰ组系指壁厚大于 12 mm 和壁厚虽小于 12 mm，但局部厚度大于 25 mm 的砂型铸件，其余均为Ⅱ组。

表 2.3-59　ZM5 合金的热处理规范（二）

铸件组别	热处理状态	固溶处理					时效处理		
		第一阶段		第二阶段		冷却介质	加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质
		加热温度/℃	保温时间/h	加热温度/℃	保温时间/h				
—	T2	—	—	—	—	—	350（退火）	2～3	空气
Ⅰ	T4	415±5	8～16	—	—	空气	—	—	—
	T6	415±5	8～16	—	—	空气	175±5 或 200±5	16 或 8	空气
Ⅱ	T4	360±5	3	420±5	13～21	空气	—	—	—
	T6	360±5	3	420±5	13～21	空气	175±5 或 200±5	16 或 8	空气
Ⅲ	T4	360±5	3	420±5	21～29	空气	—	—	—
	T6	360±5	3	420±5	21～29	空气	175±5 或 200±5	16 或 8	空气
Ⅳ	T4	415±5	8～16	—	—	空气	—	—	—
	T6	415±5	8～16	—	—	空气	175±5 或 200±5	16 或 8	空气

注：1. Ⅰ组——壁厚不大于 10 mm，砂型或壳型铸造，安装边和凸台等厚大部分的厚度或直径在 20 mm 以下，这些厚大部分用冷铁冷却的铸件。
Ⅱ组——壁厚为 10～20 mm，砂型或壳型铸造，厚大部分厚度为 40 mm，并用冷铁冷却的铸件。
Ⅲ组——壁厚大于 20 mm，砂型或壳型铸造，厚大部分大于 40 mm 的铸件。
Ⅳ组——所有的金属型铸件。
2. 按 T4 状态热处理的Ⅱ组和Ⅲ组铸件允许加热到（415±5）℃，在这种情况下，采用一级加热，保温时间取接近上限值。
3. 不带砂芯的小型金属型铸件的固溶处理的加热时间取 6 h。
4. 防止晶粒长大的处理：（415±5）℃×6 h，（350±5）℃×2 h，（415±5）℃×10 h。
5. 升温到加热温度所需时间不计入保温时间之内。在两阶段处理时，升温至第二阶段加热温度的时间计入第二阶段保温时间之内。

镁合金的热处理方式除 T4、T6 等外，近年发展的氢化处理也可显著地提高 Mg-Zn-RE-Zr 系合金的力学性能。

Mg-Zn-Zr 系合金室温强度超过 Mg-Al-Zn 及 Mg-RE-Zr 系，但工艺性较差，显微缩松和热裂倾向较严重，焊接性能也不好。为此，在 Mg-Zn-Zr 系合金中添加稀土元素或钍，可以明显改善工艺性能，但是 Mg-Zn-RE-Zr 系中的第二相 Mg-RE-Zn 化合物以粗块状聚集在晶界构成脆性网络，大大降低了合金的强度和塑性。晶界上这种脆性相非常稳定，常规热处理难以使其溶解或破碎，因而不能有效地改进合金性能。

如将该合金置于氢气气氛中固溶处理，这种脆性的网状结构将变为细点状，数量也有所减少。这是因为在氢化处理时，氢扩散到镁合金基体中，并与 Mg-RE-Zn 化合物发生反应。稀土元素和氢的亲和力很高，生成稀土氢化物，呈黑色小颗粒状，而原化合物中的锌与氢不发生反应，被置换出来溶入镁基体中。故氢化处理既改善了晶界结构，也提高了锌在镁基体中的固溶度，从而显著地提高了合金的力学性能。氢化处理的缺点是氢扩散慢，厚壁铸件所需保温时间较长，并需要专门的渗氢设备。

氢化处理的常用规范为：加热温度 480℃，保温 24 h，空冷或再加人工时效（150℃×24 h）。

3.6.2　热处理用保护气体

镁合金化学活性高，在空气中加热时易于氧化和燃烧（加热到 400℃以上镁合金可能会发生燃烧）。因此，固溶处理时，尤其是温度超过 400℃时，必须采用保护气氛，以防止铸件表面氧化与燃烧。

镁合金热处理常用保护气氛的种类和优缺点见表 2.3-60，惰性气体如氩、氦等也可用作镁合金热处理的保护气氛，但价格高而不实用，工厂实际使用中以在热处理炉内加硫磺、硫铁矿或黄铁矿为主。

表 2.3-60　镁合金热处理常用保护气氛

保护气氛	来　源	用量（体积分数）/%	可使用的最高温度/℃	优　缺　点
SO_2	瓶装气体	0.7（至少 0.5）	≈565（合金未发生熔化）	每单位体积的价格较高，但炉内气氛浓度要求低（约为 CO_2 的 1/6），因此瓶装气体的成本仍较低 由于有腐蚀性硫酸的形成，因此要求经常清理炉子、更换控制件和夹具等
	硫铁矿（块状）	0.5～1.5 kg/m^3（炉膛）		价格低廉，使用方便，其余同上
CO_2	瓶装气体	3	≈510	要求浓度较高，但是可以在同一炉内同时处理镁和铝合金铸件。无臭，不污染环境
	煤气燃料炉的循环已燃气体制备的气氛	5	≈540	成本低，其余同瓶装气体
SF_6+CO_2	瓶装气体	0.5～1.5 的 SF_6，余为 CO_2	≥600	价格较 SO_2 或 CO_2 高，但无毒和无腐蚀性

3.6.3　热处理质量控制

镁合金热处理时，为确保铸件质量，应严格控制其热处理各个环节，包括装炉温度、升温速度、保温温度与时间、淬火介质、炉内保护气氛以及铸件的装炉方式和变形控制等。

1）铸件的装炉温度　镁－铝－锌系合金 ZM5 和 ZM10 固溶处理时，应在接近于 260℃装炉，然后缓慢升至所要求的温度，以免共晶化合物被熔化而形成熔孔。从 260℃升至固溶温度所要求的时间取决于热处理炉的装载量和铸件的化学成分、尺寸、重量和截面厚度，一般时间为 2 h。

时效处理时则可以在处理温度下装炉。

2）热处理温度的控制　镁合金热处理时要严格控制炉温，热处理炉内的温度应准确、均匀，炉子的密封性要好。固溶处理温度的最大允许偏差为 ±5℃。

3）铸件变形的控制　镁合金铸件在固溶处理温度时其刚性急剧下降，可能因铸造应力的释放而翘曲，或因自身重量而下塌或因其他原因而偏离铸件原来的形状或尺寸。热处理时，可采用支承方式或在热处理架上选择适当的安放位置来减轻或消除变形。有时需要用专门的夹具来保持铸件的正确形状。但上述措施都不应妨碍铸件周围的热循环。对某些铸件在固溶处理后仍然需矫正其变形。变形矫正应在固溶处理之后，时效处理之前进行。

4）淬火介质　铸造镁合金在固溶处理后的淬火一般在静止空气中进行；对于装载量大而密或截面较厚的铸件，则应采用人工气流。某些要求提高力学性能的 ZM6 合金铸件可用 60～95℃热水淬火。

5）热处理炉内的气氛　镁合金铸件的固溶和时效处理应在循环气流的炉中进行。固溶处理时炉内应有保护气体（CO_2、SO_2 或 SF_6），故炉子应有良好的密封。炉内须装有足够的热电偶，以便连续而完整地测量炉温。

常见热处理缺陷及其消除方法见表 2.3-61。

表 2.3-61　热处理缺陷及其消除方法

名称	说　明	形成原因	预防措施
变形	铸件在固溶处理后发生翘曲、下垂或偏离铸件原来的形状或尺寸	固溶处理期间缺少支撑和热量分布不均匀	薄截面、长跨度铸件要有支撑；对形状复杂的铸件，则要采用夹具和成形支架。一般可采用适当的放置位置来消除
熔孔	共晶熔化或晶界氧化造成的空洞（共晶熔化一般不影响力学性能，除非极为严重；而空洞则降低性能）	固溶处理温度超过规定温度，或加热至热处理温度的速度过快，炉温与指示温度不一致或炉内各区域的温度不均匀	ZM5 和 ZM10 合金在 260℃装炉，然后在 2 h 以上逐渐加热至固溶温度；控制固溶温度不超过规定的温度，并检查炉温，保证精确度为 ±5℃
表面氧化	铸件表面上有灰黑色粉末，也可能有焊口状凹坑和空洞，空洞还可能延伸到铸件内部	热处理时未采用保护气氛或保护气氛不足。情况严重时能导致零件局部变弱，甚至会在炉内着火燃烧	热处理炉内导入（体积分数） $SO_2$0.5%～1.5% 或 CO_2 3%～5%；保证炉膛清洁、干燥和密封
晶粒畸形长大	出现不规则的大晶粒，四周围绕正常的细晶粒区。在机械加工后的表面上，有可见的光亮斑点。粗晶区的抗拉强度至少降低 50%	Mg－Al－Zn 系合金铸件的个别部位（有冷铁部位）在凝固时急速冷却。在应力梯度和热处理温度下保持的时间太长致使晶界组织完全溶解	采用防止晶粒畸形长大的热处理制度；选择合适的冷铁

3.6.4　镁合金的表面化学处理

镁合金表面处理主要是为了改善其外观和耐蚀性。随服役条件、外观要求、合金成分及加工形式不同，镁合金件对表面处理和保护的要求相差很大。通常采用的表面处理方法有：化学转化、阳极氧化、有机涂装与金属镀层保护。这些涂层方法的成本及防护效果可以在很大的范围内调整，化学转化膜只能提供室内环境下有限的保护，阳极氧化膜是多孔的，在盐雾或其他恶劣环境中使用必须用油漆或树脂封孔处

理。金属镀层成本高，只用于特殊场合。下面分别介绍化学转化、阳极氧化与镀层处理。

1）化学转化处理　化学转化处理的工艺流程见表2.3-62。可用碱性溶液来进行化学除油（如可在60～90℃用含10～25 g/L烧碱、40～60 g/L磷酸钠、20～30 g/L水玻璃的溶液或含40～60 g/L磷酸钠、40～60 g/L碳酸钠、10～30 g/L水玻璃的溶液处理5～30 min）；酸处理可用浓度为20～50 g/L硝酸（密度为1.42 Mg/m³）常温处理0.5～1 min或150～250 g/L铬酸酐（CrO_3）常温处理10～15 min；化学转化处理的常用溶液见表2.3-63，化学转化处理包括传统的铬酸盐转化处理及近年发展的磷酸盐转化处理、锡酸盐转化处理、磷酸盐－高锰酸盐转化处理等污染较小的无铬转化处理工艺。

表2.3-62　化学转化处理的工艺流程

序　号	工　序	溶　液	用　途
1	喷砂处理或化学除油	碱性化学除油溶液	清除铸件表面上的杂质和油污
2	热水洗涤	60～80℃流动热水	清除表面上残留的除油剂和杂质，经喷砂处理的铸件可免去本工序
3	冷水洗涤	流动自来水	
4	酸处理	酸处理溶液（稀硝酸）	清除表面上难溶于水的盐类物质
5	冷水洗涤	流动自来水	清除表面上的酸溶液
6	化学转化处理	化学转化溶液（见表2.3-63）	在铸件表面上形成保护膜以提高抗蚀能力
7	冷水洗涤	流动自来水	清除铸件表面上残留的氧化溶液
8	填充	填充溶液（重铬酸钾溶液）	增加氧化膜的致密度以提高耐蚀能力
9	热水洗涤	60～80℃流动热水	清除铸件表面上残留的填充液
10	干燥	用压缩空气（最好用40～50℃的热压缩空气）吹干或在（60±10）℃烘干20～30 min	干燥铸件
11	检验、油封		检验膜层质量

表2.3-63　各种化学氧化处理溶液的配制和使用

名　称	处理液组成	处理规范		用　途	备　注
		温度/℃	时间/min		
氟化钠法	氟化钠（NaF）　30～50 g/L	15～35	10～30	高精度零件及带有铜、铝衬套等组合件	此法为常温氧化，所获膜层有较高的电阻，氧化后不影响铸件尺寸
重铬酸钾－硫酸锰法	重铬酸钾（$K_2Cr_2O_7$）　30～60 g/L 硫酸铵（$(NH_4)_2SO_4$）　25～45 g/L 硫酸镁（$MgSO_4 \cdot 7H_2O$）　10～20 g/L 硫酸锰（$MnSO_4 \cdot 5H_2O$）　7～10 g/L pH值　4～5	80～90	10～20	高精度零件和带有铜套、铝套、钢铁以及镀锌、镀镉件的组合件	温度较高，所获膜层的耐蚀能力高，氧化后尺寸精度不受影响。重复氧化时，可不退除旧的氧化膜
重铬酸钠－硫酸锰法	重铬酸钠（$Na_2Cr_2O_7 \cdot 2H_2O$）　120～170 g/L 硫酸镁（$MgSO_4 \cdot 7H_2O$）　40～75 g/L 铬酸酐（CrO_3）　0.5～1 g/L 硫酸锰（$MnSO_4 \cdot 5H_2O$）　40～75 g/L pH值　2～4	80～沸腾	10～20		
硝酸法	重铬酸钾（$K_2Cr_2O_7$）　40～55 g/L 氯化铵（NH_4Cl）0.75～1.25 g/L 硝酸（HNO_3 密度1.42 Mg/m³）　65～85 g/L	70～80	0.5～2	仅适用于铸件毛坯件的氧化	此法的氧化时间短，对铸件尺寸的影响较大。允许用氯化钠代替氯化铵
磷酸盐处理	$Mn_3(PO_4)_2$ 或 $Zn_3(PO_4)_2$　27～30 g/L NaF　0.3 g/L	96～98	30～40	涂装底层、室内储存保护	
	$Zn_3(PO_4)_2$　15 g/L $Zn(NO_3)_2$　22 g/L $Zn(BF_4)_2$　15 g/L	75～85	75～85		

续表 2.3-63

名　称	处理液组成	处理规范		用　途	备　注
		温度/℃	时间/min		
磷酸盐－高锰酸盐处理	$NH_4H_2PO_4$　100 g/L $KMnO_4$　20 g/L	40	1～20	用磷酸调整 pH 值至 pH 值＝3.5。 （David Hawke 法）	
	$KMnO_4$　31.6 g/L Na_3PO_4　0.5 g/L CH_3COOH　10 g/L CH_3COONa　4.1 g/L	45	1～10	涂装底层、室内储存保护 pH 值＝4 （三井处理法）	
锡酸盐处理	NaOH　9.95 g/L K_2SnO_3　49.87 g/L CH_3COONa　9.95 g/L $Na_4P_2O_7$　49.87 g/L			涂装底层、室内储存保护	

2）阳极氧化处理　镁合金的阳极氧化处理是电解氧化的电化学过程。阳极氧化膜的结合力强、耐磨损、耐腐蚀，具有多孔结构，可作为涂覆有机膜层的优良基底。该氧化膜可以渗入多种聚合物，产生具有特殊性能的复合膜，如润滑性或高耐磨、耐蚀性。阳极氧化膜还能吸收有机染料、无机颜料，从而达到染色、美化镁合金的目的。该氧化膜在苛刻的盐腐蚀环境中必须进行封孔处理。典型的阳极氧化处理工艺是 20 世纪 50 年代开发的 Dow17 法和 HAE 法，至今仍在广泛应用。其处理液及处理条件见表 2.3-64。

表 2.3-64　典型的阳极氧化处理工艺

工艺方法	处理液组成		处理条件	
HAE 法	KOH Al $(OH)_3$ KF Na_3PO_4 $KMnO_4$（KMn_2O_4）	135～165 g/L 34 g/L 34 g/L 34 g/L 20 g/L	温度 电压 电流密度 恒电流通电	15～30℃ 70～90 V 5～50 MA/cm^2（AC/DC） 8～60 min
Dow17 法	NH_4HF_2 $Na_2Cr_2O_7$ H_3PO_4（85%）	240～300 g/L 100 g/L 90 mL/L	温度 电压 电流密度 恒电流通电	71～82℃ 70～90 V 5～50 MA/cm^2（AC/DC） 5～25 min

由于对环保的要求日益严格，国内外积极研究采用无铬阳极氧化工艺代替铬阳极氧化工艺，涌现出许多新的镁合金阳极氧化专利技术。应用较多的有新西兰的 Anomag 法、德国的 Magoxid－coat 法、美国的 Tagnite 法、日本的 UBE－5 法等。

3）微弧氧化处理　微弧阳极氧化又称为微等离子阳极氧化或阳极火花沉积，是一种新型的表面处理方法。其原理是通过脉冲电参数和无重金属元素加入的电解液的匹配调整，它突破了传统阳极氧化技术工作电压的限制，将工作区域引到高压放电区，利用高电压和高电流的作用，在金属表面产生微区弧光放电，利用微弧区瞬间高温烧结作用直接在 Al、Mg、Ti 等非铁金属表面原位生长陶瓷膜。镁合金阳极火花沉积膜具有较高耐蚀性，并可使耐磨、绝缘等性能都得到提高，是一种很有前途的镁合金表面处理技术。

4）金属镀层和有机物涂层处理　镁合金也可用金属涂层加以保护。金属涂层可使用电镀、化学镀或热喷涂方法获得。电镀涂层可选用 Cu、Ni－Cr－Cu 涂层。化学镀膜通常是用化学镀 Ni、Ni－P 合金涂层。由于镁合金易燃烧，所以很少用热喷涂。

绝大多数常规的镀层系统在正确的预镀处理后都可应用于镁合金件。而锌和镍是仅有的两种可直接在镁合金上镀的金属。这些镀层大多是作为底层，在其上可以沉积其他金属层。

有机物涂层对镁合金也有一定的保护作用。有机物涂层有很多种，如油或油脂可短时间保护镁合金，油漆和蜡也是常用的防蚀涂层。环氧树脂涂层由于黏附力强，不浸润水，强度高而获得了广泛的应用。处理方法是将工件加热到 200～220℃，浸入树脂溶液。除去溶液后空气干燥以蒸发溶剂，再在 200～220℃烘烤以使树脂固化。可重复一到二次以得到所需的 2.5 μm 涂层厚度。另外，乙烯树脂、聚氨酯等的保护效果也令人满意。

除了以上的处理方法外，还可以通过离子注入、激光退火和快速凝固在镁合金表面形成一种无定型的表面结构膜。离子注入可以注入任何离子，深度一般为 50～500 nm，优点是可以在表面形成一层新的表面合金，解决了在其他方法中存在的涂层表面与基体的粘结问题。激光退火主要是通过在金属表面形成亚稳态结构固溶体来提高镁合金的耐蚀性。通过快速凝固也能提高镁合金的耐蚀性，这主要归功于合金的均匀化和膜结构性质的改变。

4　铸造锌合金及其熔炼

锌是一种具有金属光泽的银白色的金属。常温下锌呈密排六方晶型。锌的密度 7.14 g/cm^3（25℃），熔点 419.5℃，沸点 907℃，纯锌的强度、塑性都较差。

锌的耐蚀性较好。在常温空气中锌的表面易生成致密的碱式碳酸锌[$ZnCO_3 \cdot 3Zn(OH)_2$]薄膜，阻止继续氧化，因而锌在常温下不易被干燥的空气或干燥的氧气所氧化。在湿空气、各种酸类及海水等介质中则易被腐蚀。锌的化学活性比

铬、铁高，因而纯锌、Zn－Al合金可用作钢质船舶或钢铁大型设备的牺牲阳极，以保护船舶、大型设备。作构件时进行镀铬或磷化处理，以防腐蚀。

锌在室温下性脆，加热到100～150℃变软，能压片抽丝；加热到200℃以上又变脆，易碎为粉末。

铸造锌合金分为Zn－Al压力铸造锌合金、Zn－Al重力铸造锌合金（包括砂型铸造锌合金和金属型铸造锌合金）。铸造锌合金有一定的强度，足够的硬度，熔点低，流动性好，广泛地用作压铸合金，压铸件的尺寸精度高，电镀性能好，在汽车、拖拉机制造和仪表制造中应用很广。锌合金的耐磨性好，也可用砂型铸造大中型轴承、轴套等耐磨件，锌合金还可用来铸造简易冲压模具。锌铝系合金内摩擦大，能吸收振动能量，具有与铸铁相当的减振性能和优良的力学性能。可制作汽车变速器、风机零件等，可降低噪声。此外，锌合金还可用凝壳铸造法制作灯具、艺术品和装饰工艺品。锌合金的缺点主要是密度大，热胀系数大，高温强度、室温塑性和韧性均较低、易“老化”，因而限制了它的应用。

4.1 铸造锌合金的牌号及性能

4.1.1 铸造锌合金的牌号

工业应用的铸造锌合金以Zn－Al系合金为主，可分为Zn－Al系压铸锌合金和Zn－Al系重力铸造锌合金（包括砂型铸造锌合金和金属型铸造锌合金），按用途又可分为仪表用合金、阻尼合金、模具耐磨合金及零件耐磨合金等。我国国家标准中专门的压铸锌合金的牌号较少，重力铸造锌合金（包括砂型铸造和金属型铸造）的绝大多数牌号也可用于压力铸造。美国ASTM－B86中有AC43A（ZnAl4Mg0.035Cu3）（商品名Zamak2）、AG40A（ZnAl4Mg0.035）（Zamak3）、AC41A（ZnAl4Mg0.055Cu1）（Zamak5）和AG40B（ZnAl4Mg0.013Ni0.013）（Zamak7）、ZA8、ZA12、ZA27等牌号的压铸锌合金。我国国家标准中压铸锌合金的3个牌号与美国ASTM－B86中的前3种牌号相对应。铸造锌合金的牌号见表2.3-65，压铸锌合金的牌号见表2.3-66。

表2.3-65 铸造锌合金牌号与化学成分（质量分数）（摘自GB/T 1175—1997） %

序号	合金牌号	合金代号	合金元素				杂质含量 ≤					杂质总和
			Al	Cu	Mg	Zn	Fe	Pb	Cd	Sn	其他	
1	ZZnAl 4Cu1Mg	ZA4－1	3.5～4.5	0.75～1.25	0.03～0.08	其余	0.1	0.015	0.005	0.003	—	0.2
2	ZZnAl 4Cu3Mg	ZA4－3	3.5～4.3	2.5～3.2	0.03～0.06	其余	0.075	Pb＋Cd 0.009		0.002	—	—
3	ZZnAl6Cu1	ZA6－1	5.6～6.0	1.2～1.6	—	其余	0.075	Pb＋Cd 0.009		0.002	Mg 0.005	—
4	ZZnAl 8Cu1Mg	ZA8－1	8.0～8.8	0.8～1.3	0.015～0.030	其余	0.075	0.006	0.006	0.003	Mn 0.01 Cr 0.01 Ni 0.01	—
5	ZZnAl 9Cu2Mg	ZA9－2	8.0～10.0	1.0～2.0	0.03～0.06	其余	0.2	0.03	0.02	0.01	Si 0.1	0.35
6	ZZnAl 11Cu1Mg	ZA11－1	10.5～11.5	0.5～1.2	0.015～0.030	其余	0.075	0.006	0.006	0.003	Mn 0.01 Cr 0.01 Ni 0.01	—
7	ZZnAl 11Cu5Mg	ZA11－5	10.0～12.0	4.0～5.5	0.03～0.06	其余	0.2	0.03	0.02	0.01	Si 0.05	0.35
8	ZZnAl 27Cu2Mg	ZA27－2	25.0～28.0	2.0～2.5	0.010～0.020	其余	0.075	0.006	0.006	0.003	Mn0.01 Cr 0.01 Ni 0.01	—

注：本标准合金代号参照采用美国ASTM B791—1991标准中的合金代号表示法。本标准中合金代号由字母Z、A（它们分别是锌、铝的化学元素符号的第一个字母）及其后的阿拉伯数字组成。ZA后面的第一位或第一、二位数字代表铝的平均质量分数的修约化整值；铜的平均质量分数修约化整值数字放在代号末尾；在铝含量数字与铜含量数字之间用一横线（一字节长）隔开。

表2.3-66 压铸锌合金化学成分和力学性能（摘自GB/T 13818—1992）

合金牌号	合金代号	化学成分（质量分数）/%									力学性能 ≥			
		主要成分				杂质含量 ≤					抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ ($L_o=50$) /%	布氏硬度 HBS 5/250/30	冲击韧度 a_K /kJ·m^{-2}
		铝	铜	镁	锌	铁	铅	锡	镉	铜				
ZZnAl4Y	YX040	3.5～4.3		0.02～0.06	其余	0.1	0.005	0.003	0.004	0.25	250	1	80	35
ZZnAl4Cu1Y	YX041	3.5～4.3	0.75～1.25	0.03～0.08	其余	0.1	0.005	0.003	0.004		270	2	90	39
ZZnAl4Cu3Y	YX043	3.5～4.3	2.5～3.0	0.02～0.06	其余	0.1	0.005	0.003	0.004		320	2	95	42

4.1.2 锌合金的性能

（1）铸造锌合金中合金元素的作用

目前工业上应用最广泛的的铸造锌合金是Zn－Al系合金。Zn－Al合金二元相图见图2.3-63。

铸造锌合金中主要合金元素是铝、铜、镁，常见杂质元素包括铅、锡、镉、铁等。其作用如下。

1）铝 铝是铸造锌合金的最主要的合金元素，它能减轻Zn的氧化倾向，有细化晶粒的作用，提高含Al量，合金的强度和韧性显著提高。亚共晶合金在 w（Al）＝4%时综合力学性能最好（一定量的铝可抑制杂质Fe与Zn形成脆性

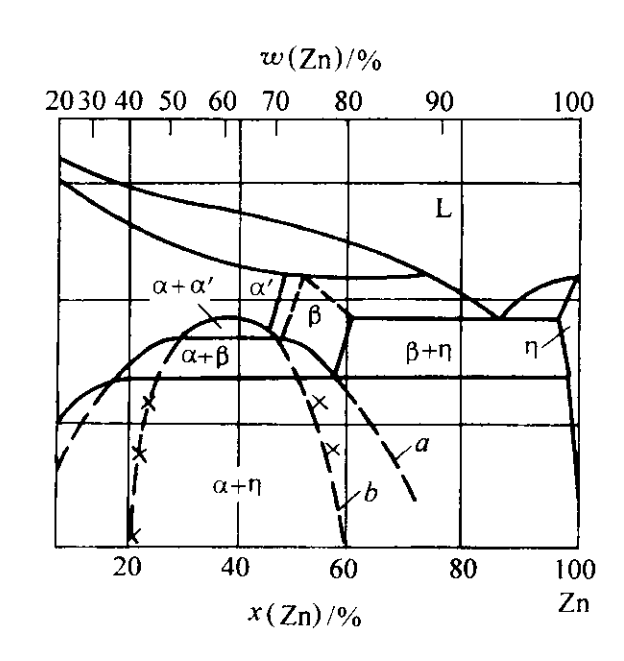


图 2.3-63　Zn-Al 合金二元相图

化合物 FeZn，减小合金脆性)。含 Al 量进一步提高，合金强度仍可提高，但塑性、韧性有所下降。

增加含 Al 量，可降低锌合金的熔点，提高合金的流动性。铝的存在易使合金产生晶间腐蚀。

2）铜　Zn-Al 合金易发生晶间腐蚀，加入 Cu 后锌合金抗晶间腐蚀的能力明显增强。铜质量分数低于 1.25% 时，Cu 还有细化晶粒的作用，可提高合金的抗拉强度、硬度和高温蠕变性能。增加含 Cu 量可提高合金的韧性，但过多的含 Cu 量对合金的韧性并无明显的效果。据实验，含 Al 的质量分数和含 Cu 的质量分数均为 3.5% 时，合金的韧性最好。含 Cu 量较高的锌合金，会因时效而发生体积变化，故使铸件尺寸不稳定，过高的含 Cu 量还会增加合金的热裂倾向。

3）镁　镁在纯锌中的溶解度很小，在锌铝合金中的溶解度也不大，室温下镁的固溶度仅为 w (Mg) = 0.005%。在含 Cu 的 Zn 合金中加入少量 Mg，能细化晶粒，并有固溶强化作用，显著提高强度、硬度和耐磨性，降低共析温度，延缓锌铝合金的共析转变，抑制 α 相的分解，防止锌合金的老化，并可减少体积变化，改善铸件尺寸的稳定性。Mg 还可提高合金抗晶间腐蚀的能力。锌铝合金的镁量很低，一般不宜超过 w (Mg) = 0.02% ~ 0.03%，过高的镁量不但会降低合金的塑性、韧性和蠕变强度，还会增加合金的热裂和冷裂敏感性。同时锌铝合金中的铜、镁还降低了合金的阻尼性能。

4）钛　锌合金中加入少量钛能细化晶粒，提高塑性和强度，尤其可使合金的高温强度和抗蠕变能力显著改善。锌合金中钛加入量一般为 w (Ti) = 0.08% ~ 0.12%。

5）铅、锡、镉、铁等杂质元素　微量的这些杂质元素可引起合金的晶间腐蚀，降低合金的韧性，增加热脆性，并降低合金的耐蚀性和铸造性能。铅、锡、镉、铁等杂质元素含量越高，其危害性越大。因此应严格控制锌合金中的杂质含量。

铅不溶于锌，微量的铅在锌内呈 Zn-Pb 共晶的形式存在，Pb 量稍高时，除形成 Zn-Pb 共晶外，还以游离 Pb 的形式存在在晶界上，从而加速锌合金的晶间腐蚀，降低锌合金的硬度。

锡与锌形成低熔点（198℃）Zn-Sn 共晶体，分布在锌合金晶界上，加速锌合金晶间腐蚀，降低韧性，引起热脆性。

镉固溶于锌中。少量的镉可提高锌铝合金的抗拉强度、屈服强度、蠕变强度和再结晶温度。含镉量稍高时，受热受力时，易产生裂纹，增加锌合金热脆性，并降低耐蚀性和铸造性能。

铁与锌在 419℃时会形成含 w (Fe) = 0.018% 的共晶组织。超过共晶点时，形成脆性化合物 $FeZn_7$，在锌铝合金中还形成 $FeAl_3$。$FeZn_7$ 常以尖角状形式存在晶界，可提高合金的硬度，并显著提高合金的再结晶温度，但却使合金的塑性和韧性大幅度下降。铁还降低合金的流动性、加工性能和电镀性能。

（2）铸造锌合金的物理性能

常用铸造锌合金的物理性能参数见表 2.3-67。

表 2.3-67　铸造锌合金常用的物理性能

合金牌号	20℃时的密度 /g·cm⁻³	热导率 /W·(m·K)⁻¹	线胀系数 (20~100℃) $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	比热容 c (24~29℃) /J·(kg·K)⁻¹	电导率 γ /%IACS①	凝固温度范围 /℃	凝固收缩率 /%
ZZnAl4Cu1Mg	6.7	109	27.0	418.7	26	379~388	1.17
ZZnAl4Cu3Mg	6.8	105	26~29	419	25	378~390	1.25
ZZnAl8Cu1Mg	6.3	115	23.2	435	27.7	375~404	1.10
ZZnAl9Cu2Mg	6.2	—	26.9	—	—	380~410	—
ZZnAl11Cu1Mg	6.0	116	24.1	450	28.3	377~432	1.25
ZZnAl11Cu5Mg	6.3	100.5	27.0	—	—	378~395	—
ZZnAl27Cu2Mg	5.0	125.5	25.9	525	29.7	375~487	1.25
ZZnAl4Y	6.6	113.04	27.4	—	—	381~387	1.17
ZznAl4Cu1Y	6.7	108.85	27.4	—	—	380~386	1.17

①　%IACS，相对于标准退火铜线电导率的百分比。

（3）铸造锌合金的耐蚀性

锌合金具有较好的耐蚀性。压铸锌合金在干燥、纯净的空气中，具有良好的耐蚀性；在潮湿、纯净的空气（农村大气）中，也具有较好的耐蚀性。在锌合金件表面易形成碱性碳酸盐保护膜，其腐蚀速度很小，仅为碳钢的 1/25，其腐蚀速度值约为 0.001 3 mm/a；在含 SO_2 的潮湿空气（污染严重的工业区大气），易生成白色硫酸锌沉积物，腐蚀加剧，腐蚀速度是在未污染的农村大气中的 10 倍；在硬水中因碳

酸盐结垢而使腐蚀速度减小。在50℃流水和水蒸气中易发生晶间腐蚀，腐蚀速度约为0.001～0.013 mm/a；在各种酸（包括强酸和弱有机酸）中发生强烈腐蚀；在氢氧化钠溶液（pH=7.0～12.5）中，因发生阳极钝化而形成氧化物保护膜，腐蚀速度很小；在无水中性有机液体（浓缩酒精、醚、丙酮、甘油、汽油、苯等）中，耐蚀性较好。但在含有水分的汽油和酒精中耐蚀性有所降低。

重力铸造锌合金在大气、许多水溶液和工业化学物质（如无水润滑剂、汽油、柴油、酒精、甘油、洗涤剂、苛性清洁剂、三氯乙烯等）中都有良好的耐蚀性，但在酸性溶液中是不耐蚀的。

但锌铝合金容易发生晶间腐蚀。化学成分对锌合金的耐蚀性有很大的影响。Al的影响最为显著。共晶成分（w(Al)=5%）锌铝合金的耐蚀性最差，其次是w(Al)=15%和w(Al)=35%的锌合金。Cu可改善锌铝合金的耐蚀性。二元Zn-Al合金最佳含铜量为w(Cu)=1%左右，若提高含Cu量，并不能使Zn合金的耐蚀性得到进一步的提高。少量Mg、Cr、Ce、Ni、Be及稀土元素即可改善锌合金的耐蚀性。Pb、Sn、Cd是锌中最常出现而又公认有害的杂质元素，显著降低锌铝合金的耐蚀性。Sn的危害最大。

温度对腐蚀也有影响，温度越高，锌合金的耐蚀性越差。

锌合金在使用过程中易发生“老化”现象：锌合金在湿热环境中使用较长时间后零件发生膨胀变形，强度大大降低，甚至开裂或表面龟裂。这主要是锌合金发生晶间腐蚀的结果，而相变对“老化”也有一定促进作用。Pb、Sn、Cd等锌合金中的有害杂质在锌中的溶解度极微，吸附于晶界上，构成众多的微电池，在合适的温度、湿度下，加速电化学腐蚀过程，使晶界结合松弛，强度、硬度下降，另外，锌压铸件中的α、β相均为过饱和态，在使用过程中，其相继脱溶，加上晶界上腐蚀产物的体积也比基体金属大，于是在力学性能明显下降的同时，铸件尺寸长大，引起“老化”。

为防止“老化”，应尽量降低加速晶间腐蚀的杂质元素Pb、Sn、Cd等的含量；添加w(Mg)=0.01%～0.05%、w(Cu)=0.5%～1.25%及少量的稀土元素；并进行稳定化热处理，抑制固溶体相脱溶。

(4) 铸造锌合金力学性能

铸造锌合金力学性能见表2.3-68和表2.3-66（压铸锌合金）。

表2.3-68 铸造锌合金力学性能（≥）

序号	合金牌号	合金代号	铸造方法及状态	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ_5/%	布氏硬度HBS
1	ZZnAl4Cu1Mg	ZA4-1	JF	175	0.5	80
2	ZZnAl4Cu3Mg	ZA4-3	SF JF	220 240	0.5 1	90 100
3	ZZnAl6Cu1	ZA6-1	SF JF	180 220	1 1.5	80 80
4	ZZnAl8Cu1Mg	ZA8-1	SF JF	250 225	1 1	80 85
5	ZZnAl9Cu2Mg	ZA9-2	SF JF	275 315	0.7 1.5	90 105
6	ZZnAl11Cu1Mg	ZA11-1	SF JF	280 310	1 1	90 90
7	ZZnAl11Cu5Mg	ZA11-5	SF JF	275 295	0.5 1.0	80 100
8	ZZnAl27Cu2Mg	ZA27-2	SF ST3 JF	400 310 420	3 8 1	110 90 110

注：T3工艺为320℃×3h、炉冷。

锌合金的强度较高，塑性和韧性较低，硬度也不高。温度对锌合金的力学性能有重要的影响。一般而言，锌合金的强度、硬度随温度的上升而下降，而断后伸长率和冲击韧度有所提高。锌合金的冲击韧度在室温以下会急剧降低而脆化。ZA11-1合金的使用温度不宜超过100℃，而ZA27-2也不宜超过150℃。

锌合金的室温力学性能因自然时效作用及蠕变现象而随时间延长而缓慢降低。因此锌合金的应力-应变关系取决于试验速度。通常锌合金的抗拉强度值是在快速应变条件下测得的，不适用于按静载荷进行设计计算的场合，而需考察其室温蠕变特性。

(5) 铸造锌合金的摩擦磨损特性

锌合金具有良好的摩擦磨损特性。随锌合金中的铝含量提高，其耐磨性也提高。在锌合金中，ZA11-1、ZA27-2均具有良好的PV（压力-速度）特性，ZA11-1的PV特性与锡青铜相当，而ZA27-2则优于锡青铜。但锌合金作为轴套材料，会受到工作温度的限制，ZA27-2的最高工作温度为150℃，ZA11-1则为120℃。但在低速重载及润滑良好的条件下，ZA11-1、ZA27-2仍为锡、铜及其合金的良好的代用轴承材料。

ZA27-2合金与锡青铜边界摩擦极限基本相同，但锡青铜轴承的摩擦因数随时间而不断增大。而ZA27-2合金轴承的摩擦因数则较为稳定，同时其平均摩擦因数也较小。

加入少量的Si可提高锌合金的减摩性和承载能力；加入B、Ti能细化晶粒，可提高锌合金的耐磨性；加入Mn和稀土元素也可提高锌合金的耐磨性。

(6) 铸造锌合金的工艺性能

1) 铸造性能　压铸锌合金接近共晶成分（压铸锌合金

w (Al) = 4%，而 Zn - Al 二元合金的共晶点位于 w (Al) = 5%处)，凝固温度范围很窄，铸造性能好。铜能扩大锌铝合金的凝固温度范围，降低流动性。镁在金属液表面形成氧化膜，也降低合金的流动性，压铸时要求较高的压射速度。镁还增大锌合金的热脆倾向，w (Mg) > 0.06%时压铸锌合金具有热脆性。

铸造锌合金的线收缩率见表 2.3-69。

表 2.3-69　铸造锌合金的线收缩率　%

浇注温度/℃	ZA8 - 1	ZA11 - 1	ZA27 - 2	ZA4 - 1	ZA4 - 3
650	—	—	1.23	—	—
600	—	—	1.18	—	—
550	0.91	1.06	1.15	0.87	0.91
500	0.89	0.99	—	0.84	0.91

常用重力铸造锌合金在相同的过热度下其流动性与铝硅合金相当。但重力铸造锌铝合金在缓慢凝固时，常在铸件底部形成蜂窝状缩孔，有时缩孔超过铸件厚度的 40%，称为底缩。底缩的产生与锌铝合金的凝固温度区间较宽、组成相密度差较大（富锌相密度较大而富铝相密度较小）及特殊的合金液表面张力有关。由于先结晶出的富铝相枝晶因密度小而上浮，富锌液相因密度大而向下移动，从而使铸件上部先凝固，而下部富锌液相凝固温度低则后凝固，使正常的凝固方向发生了颠倒。当铸件底部低熔点的富锌液相最后凝固时其体积收缩得不到补缩，就会形成缩孔和密度偏析。锌铝合金的底缩和偏析倾向随凝固温度范围的增大而增大。防止底缩缺陷最有效的措施是提高铸件冷却速度，而在浇注前充分搅拌则可减小密度偏析。锌合金金属型铸造时冷却快，凝固时间短，产生宏观偏析和底缩缺陷倾向小。对砂型铸造，可通过设置冷铁、控制温度梯度和冷却速度来防止底缩。

含铝量对底缩有重要的影响。ZA - 8 合合和 ZA - 12 合金由于其凝固温度范围较窄，不易发生底缩。但是对 ZA - 12，当锌合金铸件壁厚较大及冷却速度较小时，也会发生底缩。ZA27 - 2 由于其凝固温度范围较宽，则易于形成底缩。

锌合金的吸气倾向小。液态锌基本不溶解氮和氧，氢在液态锌合金中的溶解度也不大。在通常熔炼条件下可不进行去气处理。

2）焊接性能　锌铝合金在焊接时易形成很厚的氧化皮而形成夹渣，并给操作带来困难，另外锌铝合金的熔点较低，焊接时易产生铸件塌陷或因变软而严重起皱，故焊接性能较差。锌铝合金的焊接仅限于铸件焊补。目前锌铝合金实际应用的焊接方法基本是气焊。气焊时应用中性或略带还原性火焰。

3）切削性能　铸造锌合金具有优良的切削性能。其切削速度比灰铸铁高几倍，与易切削黄铜相当。切削锌合金时宜使用切削液（水类切削液液），其切削工艺和刀具与切削低碳钢时相似。

（7）其他性能

锌铝合金具有较高的导电导热性（与铝合金相当，远高于铜合金压铸件），可代替铜合金或铝合金，用于要求较高导电导热性的工况；锌铝合金无磁性，可用于制造某些电子元件及易受磁场干扰的零件；碰撞时锌合金不产生火花，可制造在可能爆炸的工况使用的零件。

锌是无毒的。但锌常以硫化物形式存在，其中混含有毒的重金属铅、镉等杂质元素；另外，氯化锌气体对人体也是有害的，因此生产时应加强对工作环境和自然环境的保护。

4.2　工业用锌合金

根据用途，工业用铸造锌合金可分为铸造耐磨锌合金，压铸仪表锌合金，新型高铝、高强、耐磨锌合金和阻尼锌合金几类。

4.2.1　铸造耐磨锌合金

铸造耐磨锌合金包括国标中的 ZA4 - 3、ZA8 - 1、ZA9 - 2、ZA11 - 1、ZA11 - 5 等牌号的锌合金。

1）铸造耐磨锌合金的化学成分与铸态组织　铸造耐磨锌合金的化学成分见表 2.3-65。ZA4 - 3 的铸态组织由初生的富铜 ε 相 ($CuZn_4$)、二元共晶 ($\varepsilon+\eta$) 和三元共晶 ($\alpha'+\eta+\varepsilon$) 组成；ZA8 - 1、ZA9 - 2、ZA11 - 1、ZA11 - 5 的铸态组织由初生的富铝 β 相和二元共晶 ($\alpha'+\eta$) 或三元共晶 ($\alpha'+\eta+\varepsilon$) 组成，不同之处在于初生相的比例不同。

2）铸造耐磨锌合金的性能　铸造耐磨锌合金的力学性能和物理性能见表 2.3-66 和表 2.3-67。

3）铸造耐磨锌合金的应用　铸造耐磨锌合金的应用见表 2.3-71。

4.2.2　压铸仪表锌合金

压铸仪表锌合金包括国标中的 ZA4 - 1、ZA6 - 1、YX040、YX041、YX043 等牌号的锌合金和美国 ASTM - B86 标准中 AG40B (ZnAl4Mg0.013Ni0.013)。

1）压铸仪表锌合金的化学成分与铸态组织　压铸仪表锌合金的化学成分见表 2.3-65。YX043 的铸态组织与 ZA4 - 3 基本相同，只是晶粒更为细小。ZA4 - 1、YX040、YX041 三者的铸态组织也基本相同，由初生的富锌固溶体 η 相和共晶体组成。

2）仪表锌合金的性能　ZA4 - 1、YX040、YX041、YX043 等牌号的锌合金其铝的质量分数均在 4%左右，属于亚共晶合金。其成分与共晶点（Zn - Al 二元合金的共晶点位于 w (Al) = 5%处）很接近，凝固温度范围很窄。因此该类合金的铸造性能良好、收缩率低，切削加工性也较好，力学性能较好，在压铸业得到了较大发展和广泛应用。其力学性能和物理性能见表 2.3-66 ~ 表 2.3-68。

3）压铸仪表锌合金的应用　此类合金中 YX040 应用最广泛，其力学性能适中，具有良好的铸造性能、表面处理性能和长期工作的尺寸稳定性，用于制造形状复杂且要求高的表面粗糙度的零件；YX043 的含 Cu 量较高，耐磨性较高，但其尺寸和性能的稳定性较差；YX041 的含 Cu 量较低，具有较好的抗蠕变性能，但其塑性、韧性有所降低。美国 ASTM - B86 中 AG40B (ZnAl4Mg0.013Ni0.013) (Zamak7) 含少量的 Ni，是一种特殊的高纯度锌合金，流动性较好，适于薄壁件压铸。常用压铸仪表锌合金的应用见表 2.3-71。

4.2.3　新型高铝、高强、耐磨锌合金

新型高铝、高强、耐磨合金包括国标中的锌合金ZA27 - 2 及尚未纳入国标的 ZA22、ZA35、ZA40 、ZA43 等牌号的锌合金。与传统的砂型铸造耐磨锌合金相比，新型高铝、高强、耐磨锌合金的力学性能明显提高，耐磨性更胜一筹，已普遍代替锡青铜制造耐磨零件，寿命提高，成本降低。

ZA27 - 2 具有良好的综合力学性能，但其耐磨性待进一步完善。在锌铝合金中，进一步提高 Al 含量，合金的常温抗拉强度及断后伸长率虽有所降低，但常温硬度、高温硬度以及耐磨性提高，因此 ZA35、ZA40 、ZA43 等牌号的锌合金作为耐磨材料具有广泛的应用前景，也丰富了锌合金的品种。

采用 Si、Mg 合金化可改善 ZA22、ZA35、ZA40 、ZA43 等牌号的锌合金的高温性能和耐磨性，挤压铸造可消除晶间缩松，获得致密铸件，使合金的力学性能和耐磨性能提高。

表 2.3-70　新型高铝、高强、耐磨合金的化学成分（质量分数）　%

序号	合金代号	合金元素				杂质含量 ≤			
		Al	Cu	Mg	Zn	Fe	Pb	Cd	Sn
1	ZA22	21～23	1.0～2.0	0.02～0.03	余量	0.01	0.004	0.003	0.003
2	ZA35	34.0～36.0	1.5～3.0	0.01～0.02	余量	0.01	0.004	0.003	0.003
3	ZA40	39～41	1.0～1.2	0.01～0.02	余量	0.01	0.004	0.003	0.002
4	ZA43	42.5～43.6	2.0～4.0	0.01～0.02	余量	0.01	0.004	0.003	0.003

1）新型高铝、高强、耐磨合金的化学成分与铸态组织　ZA27－2的化学成分见表2.3-65，其他未纳入国标的常用新型高铝、高强、耐磨合金的化学成分见表2.3-70。其铸态的金相组织由白色的初生富铝的α'相、二元共晶（$\alpha+\eta$）和富铜的ε相（$CuZn_4$）组成。α'相呈发达的树枝状晶，有严重的晶内偏析，其铝含量由心部向晶粒表面递减。（$\alpha+\eta$）二元共晶呈黑色网状，白亮块状为ε相，（$\alpha+\eta$）二元共晶和ε相以共晶体或粒状沿晶界分布。随各牌号合金的含铝量的不同，组织中各相的比例有所不同。但由于铜的存在，使合金的凝固过程变得较为复杂。

2）新型高铝、高强、耐磨合金的性能　ZA27－2的力学性能见表2.3-67。ZA22属于共析锌合金，经适当热处理后，具有超塑性，其铸态性能为抗拉强度$\sigma_b \geqslant 240 \sim 280$ MPa，断后伸长率$\delta_5 \geqslant 30\%$，硬度≥70～80HBS，密度为5.2 g/cm^3，熔点为420℃，收缩率为0.3%；ZA35的抗拉强度$\sigma_b \geqslant 330$ MPa，屈服强度$\sigma_{0.2} \geqslant 290$ MPa，断后伸长率$\delta_5 \geqslant 3.0\%$，硬度≥90～110HBS；ZA43的抗拉强度$\sigma_b \geqslant 260$ MPa，断后伸长率$\delta_5 \geqslant 1.0\%$，硬度≥114HBS。

3）新型高铝、高强、耐磨合金的应用　新型高铝、高强、耐磨合金的应用见表2.3-71。

4.2.4 阻尼锌合金

阻尼锌合金尚未纳入国家标准。锌基阻尼合金可分高锌、低锌阻尼合金两类。高锌类阻尼合金的化学成分（质量分数）：Al为18%～27%、Si为8%，Mg为8%，Mn为0.1%～0.3%，Cu为0.1%～5.0%，余为Zn，此外尚可加入微量钛、锆、硼、铬、稀土等，杂质w（Fe）≤0.15%，w（Pb）≤0.003%，w（Cd）≤0.001%。高锌类阻尼合金的室温组织为犬牙交错的富铝相α（以铝为基的固溶体）和富锌相β（以锌为基的固溶体）所组成，组织细密。内耗由软的α相和硬的β相界面的非弹性黏滞运动及软相α的塑性变形所引起，属复相型阻尼机制。随温度升高，界面的原子扩散速率增大，提高了界面可动性，内耗会相应增大，提高阻尼性能。微量的钛、锆、硼等形成$TiAl_3$、$ZrAl_3$、Al_2B难熔化合物质点，结晶时这些难熔化合物质点起异质核心作用，细化了晶粒，增加可滑动相界面的数量，既提高力学性能，又能提高阻尼性能。高锌类阻尼合金的力学性能$\sigma_b \geqslant 310$ MPa，$\delta_5 \geqslant 6.0\%$，阻尼性能：内耗Q^{-1}为27.2×10^{-3}，密度为5.20～5.30 g/cm^3。这类合金有足够的阻尼性能，满意的力学性能，可用作特种风机、变速器中的结构件、吸振垫片等，有很好的减振防噪效果。其熔铸工艺和ZA27相近。

低锌类阻尼合金的w（Al）＝40%～47%，其他元素的含量基本与高锌类阻尼合金相同。锌量则按比例降低，因此组织中软的α相与硬的β相的比例和高锌类阻尼合金相反。其力学性能高于高锌类阻尼合金：$\sigma_b \geqslant 400$ MPa，$\delta_5 \geqslant 4\%$，阻尼性能则降低近50%：内耗Q^{-1}为11.26×10^{-3}，密度为4.18 g/cm^3。可用作高层建筑的窗框及各类运输机械的结构件，有一定的防振降噪效果。因含铝量高，可采用与铸铝相似的熔铸工艺。

铝是阻尼锌合金中的主要添加元素，其含量对合金的阻尼性能影响很大。铝的质量分数从13%上升到20%时，锌合金的减振能力增加近四倍。在合金中加入铜、镁、硅均降低合金的减振能力。铜、镁对铸态合金内摩擦值影响很小，但明显降低热处理后的内摩擦值。稀土、Ti变质处理和固溶自然时效处理能使组织细化、界面增多以及位错增殖，可提高锌合金的阻尼性能。

锌合金经均匀化处理（加热至360℃，保温1～2 h，水淬）后，可消除共晶组织，形成共析组织而提高内摩擦值，减振能力大幅度提高。此外，添加少量硼或锆也能提高Zn－Al合金的减振性能和强度。

表 2.3-71　铸造锌铝合金的性能特点与应用

合金代号	性能特点与应用
ZA4－1	铸造性好、耐蚀性好、强度较高，但尺寸稳定性稍差，适用于汽车、拖拉机、电气等行业的仪表铸件，不要求高精度的装饰性零配件及其他壳体铸件
ZA4－3	铸造性好、强度较高，常用作模具，如注塑模、吹塑模及简易冲压模具等。还可用于汽车及其他行业的各种砂型及金属型铸件
ZA6－1	铸造性好，用于技术要求高的砂型和金属型铸件：军械铸件、仪表铸件
ZA9－2 ZA11－5	铸造性好、强度较高、耐磨性较好，可用作锡青铜及低锡轴承合金的代用品，制造在80℃以下工作的起重运输设备、机床、水泵、鼓风机、矿山机械和工程机械等的轴承
ZA8－1	铸造性好，特别适合于金属型铸造，也可用热室压铸。可用于管接头、阀、电气开关和变压器铸件、工业用滑轮和带轮、客车和运输车辆零件、灌溉系统零件、小五金零件
ZA11－1	铸造性好，强度较高，耐磨性好，适合于金属型、砂型铸造，也可用于冷室压铸。可制造有润滑的轴承、轴套、抗擦伤的耐磨零件、气压及液压配件、工业设备及农机具零件、运输车辆和客车零件

续表 2.3-71

合金代号	性能特点与应用
ZA22 ZA27-2 ZA35 ZA40 ZA43	重量较轻、强度高、耐磨性好、工作温度可至 150℃。可用于砂型、金属型铸造，也可用冷室压铸。适合于制造高强度薄壁零件、抗擦伤的耐磨零件、低速重载的轴承、气压及液压配件、工业设备及农机具零件、运输车辆和客车零件

4.3 锌合金的熔炼

4.3.1 锌合金的熔炼用的各种原材料

锌合金的性能对有害杂质极为敏感，故锌合金的熔炼用的各种原材料宜选用高纯度的干净材料。锌合金的熔炼用的各种原材料见表 2.3-72。

表 2.3-72 锌合金的熔炼用的各种原材料

材料类别	材料名称	规格或牌号
工业纯金属	锌锭 铝锭 阴极铜 镁锭	w（Zn）>99.95 w（Al）>99.95 Cu-CATH-2 w（Mg）>99.95
中间合金	铝铜 铝镁 铝钛 铝硼 铝钛硼 铝铈 铝稀土	AlCu50 AlMg10 AlTi5 AlB1 AlTi4B1 AlCe10 AlRE10
覆盖剂	木炭	
精炼剂	氯化铵 氯化锌 六氯乙烷	
变质剂	氟钛酸钾 氟硼酸钾 中间合金	

4.3.2 锌合金熔液的净化及变质处理

1）锌合金熔液的净化处理 锌合金可采用静置澄清、氯盐处理、惰性气体吹炼以及过滤等方法进行净化处理。其中应用最广的是氯盐处理工艺。合金熔化后在 450～470℃用钟罩压入质量分数为0.1%～0.2%的氯化铵或质量分数为0.3%～0.4%的六氯乙烷，反应结束后扒渣即可达到净化的目的。采用细粒陶瓷过滤器过滤金属液也可获得较好的净化效果。使用平均粒径2～3 μm、层厚 10 mm 陶瓷过滤器可以去除 ZA4-1 合金中质量分数将近 90%的氧化夹杂和质量分数 85%的金属间化合物杂质（如 $FeAl_3$ 等）。

2）变质处理 铝合金的变质剂同样适于锌铝合金。变质处理可以细化锌合金的 α 固溶体枝晶组织，从而提高其力学性能，尤其是显著提高伸长率。另外合金的铸造性能（如充型能力和补缩能力）也将得到改善，铸件产生冷隔、裂纹及宏观偏析的倾向明显降低。目前常用的变质剂有盐类变质剂、中间合金变质剂和稀土变质剂三大类。常用的盐类变质剂包括钛盐（氟钛酸钾）、硼盐（氟硼酸钾）及二者的复合盐（氟钛酸钾:氟硼酸钾 = 80:20），常用的中间合金变质剂包括 Al-Ti、Al-Ti-B、Al-Ti-B-Fe、Al-Ti-C、Al-Ti-碱土金属等，常用的稀土元素包括镧（La）、铈（Ce）等。锆（Zr）对铝锌合金也有变质效果。表 2.3-73 为不同变质剂对金属型铸造 ZA27-2 合金力学性能的影响。

表 2.3-73 不同变质剂对 ZA27-2 合金（金属型铸造）力学性能的影响

序号	变质剂	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ/%
1	无	398～401	2～6
2	B	396～409	8～20
3	Ti-B	398～418	6～19
4	Zr	361～385	<1
5	La	393～401	12～16
6	Ce	392	13

4.3.3 锌合金的熔炼工艺

锌合金的熔炼温度低，熔炼铝合金的各种熔炼设备均可用来熔炼锌合金，包括焦炭炉、煤气炉、燃油炉、反射炉、电弧炉、电阻炉和感应炉等，且炉衬或坩埚的使用寿命也较长；铅和锡严重降低锌合金的耐蚀性，故应与熔炼铜合金的坩埚严格分开；由于熔炼温度低，锌本身的蒸气压大，含气量低，锌合金的精炼要求比铝合金低，有时可不进行精炼；炉料中回炉料比例大或浇注重要铸件时，应进行净化、精炼处理。

熔炼时所有金属炉料的化学成分必须符合要求，各种炉料必须外观干净、无油污及泥砂。并应预热至 200～300℃后方可装炉。熔炼过程中应加木炭作为覆盖剂以防止锌合金液的氧化。

碳化硅、石墨等均可作为锌合金熔炼用炉衬或坩埚，若用反射炉熔炼，采用普通耐火砖和耐火黏土即可，ZA 系列合金在通常熔炼温度下易渗铁而污染锌合金液，一般不宜采用铸铁坩埚来熔炼，若用铸铁坩埚熔炼时，铸铁坩埚应和熔炼工具一起涂刷适当的涂料并充分干燥（熔炼锌合金时坩埚和工具用涂料的配比见表 2.3-74）。新的石墨坩埚在首次使用前应缓慢升温至 900℃进行焙烧。旧坩埚应首先检查是否已损坏，然后清除坩埚壁上附着的炉渣和金属。装料前要预热至 500～600℃。

由于锌铝合金中的富锌相和富铝相的密度相差较大，易产生上浮或下沉而造成合金液中出现密度偏析，因此合金液在浇注前应进行较好的搅拌。感应电炉在熔化过程中有电磁搅拌作用，其所熔化的合金液不用搅拌或稍加搅拌即可浇注；而其他类型的熔炼设备所熔化的锌合金液在浇注前最好进行充分搅拌或整体搅拌。

锌合金一般可不进行精炼处理，故熔耗量较小（质量分数为 1%～2%）。若进行精炼处理时，熔耗量加大，有时可达 8%。锌合金熔炼配料时可按下式估算各合金元素所需的重量：

$$Q = AM/(1-E)$$

式中，Q 为配料时各合金元素所需重量；A 为锌合金中各元素的质量分数；E 为各合金元素的烧损率；M 为欲熔化的锌合金总重量。

表 2.3-74 熔炼锌合金时坩埚和工具用涂料的配比（质量分数） %

序号	氧化锌	滑石粉	石墨粉	水玻璃	水
1	25~30	—	—	3~5	余量
2	—	20~30	—	6	余量
3	—	—	20~30	5	余量
4	—	20~30	25~30	5	余量
5	5	93	—	2	余量

实际装炉重量为各合金元素计算量之和。在配料计算时，往往以含量较少的铜为计算标准，其他合金元素量不足时，可加入纯金属补充。

配料计算时各合金元素的烧损率可参考表 2.3-75。

表 2.3-75 熔炼锌合金时各元素的烧损率

元素	Zn	Al	Cu	Mg
烧损率（质量分数）/%	1.0~3.0	1.0~1.5	0.5~1.0	10~20

目前常用的锌合金熔炼工艺可分为两类，即直接熔炼法和中间合金熔炼法。直接熔炼法是将配料计算而得的锌、铝、铜等纯金属的装炉重量，全部装入坩埚，直接进行熔炼的工艺。这种熔炼工艺加热温度较高，熔化效率较低，比较难于控制合金的准确化学成分，大多用于单件小批量生产或试验时熔化锌合金。

中间合金熔炼法是将主要合金元素铝、铜、镁等预先熔炼成中间合金，再由中间合金和锌锭熔炼成锌合金液。这种熔炼工艺加热温度较低，可有效地减小合金元素的氧化、挥发、烧损和合金液的过热，便于精确控制合金的化学成分，熔炼工艺简单，缩短了熔炼周期，适用于锌合金的大批大量生产，目前国内大多采用此法。

目前锌合金熔炼用铜铝中间合金有两种，即铜铝质量比为1:1和铜铝质量比为3:4两种，后者的化学成分接近该合金系的共晶点，熔点约为570℃，性脆易于破碎，熔炼锌合金时较为简单。

一般采用电阻坩埚炉来熔制铜铝中间合金。中间合金（Cu-Al）的熔炼工艺如下。

1）先将石墨坩埚预热到200℃左右涂刷涂料2~3次，然后烘干，并将坩埚预热到500~600℃。

2）向坩埚内加入全部铝料的2/3，再加入全部铜料的1/3，余料放在炉盖上进行预热。

3）待铝料熔化后撒一层覆盖剂。铝熔化后将预热的电解铜加入到铝液中，然后不断搅拌使铜块在铝液中完全溶解。

4）升温至700~800℃，使全部炉料熔化。

5）将预热的剩余铜料分批放入坩埚内，并进行轻微搅动。

6）待铜料全部熔化后，再加入剩余的铝料。

7）用钟罩压入氯化锌或六氯乙烷进行除气脱氧，并排渣。精炼剂一般要用纸或铝箔包好后再压入合金液。

8）浇注锭模。浇注的中间合金铸锭的厚度为40~50 mm，太厚会增加破碎的困难。

为准确控制锌合金的镁含量，减小镁的损耗，保证合金的成分和性能，在大批量生产时采用Zn-Mg中间合金加镁是常用措施之一。Zn-Mg中间合金的成分可根据锌合金的成分来确定，如可按Zn:Mg=97:3来配制Zn-Mg中间合金。Zn-Mg中间合金熔炼工艺为：根据Zn-Mg中间合金的成分计算所需的锌和镁的重量，将锌放入预热过的坩埚内，上面撒上覆盖剂，加热至700℃左右，用钟罩将镁压入锌溶液底部，不断搅动，待镁全部熔化后，扒渣，浇注成合金锭待用。由于熔炼过程中镁的烧损不易准确估算，条件许可时，可分析Zn-Mg中间合金的准确成分。

锌合金的直接熔炼工艺和中间合金熔炼工艺见表2.3-76

表 2.3-76 锌合金的熔炼工艺

直接熔炼法	中间合金熔炼法
1）将石墨坩埚预热至暗红色（约500~600℃）并加入一铲木炭作为覆盖剂（电炉熔化时可以不加） 2）加入电解铜或铜锭，加热熔化后用占铜质量的1.5%~2.0%的经预热的磷铜［w（P）=8%~10%］进行脱氧 3）加入全部经200~300℃预热的铝 4）铝熔清后加入质量分数为90%的锌及回炉料 5）待金属液温度达到650℃以上时，经充分搅拌后，用钟罩压入所需的镁量。镁应先经200~250℃预热并保温2~4 h，并用铝箔包好 6）当回炉料用量较大时，可压入干燥的质量分数为0.2%~0.4%的C_2Cl_6或质量分数为0.1%~0.15%的$ZnCl_2$进行精炼，待反应停止后扒渣并静置5~10 min。氯化锌应以铝箔包好为宜 7）加入剩余的锌，降温，搅拌，扒渣并测温。当温度符合要求时即可浇注	1）将坩埚清理干净，预热至100~150℃，涂刷一层氯化锌涂料 2）将坩埚预热至暗红色，加入质量分数为90%左右的锌和回炉料，将中间合金加在锌料上面 3）加热熔化。待金属液温度达到650℃以上时，将所需镁用铝箔包好，用钟罩将镁压入合金液底部，轻微搅动合金液，直到镁全部熔化 4）用钟罩法加入质量分数为0.1%~0.15%的$ZnCl_2$或质量分数为0.2%~0.3%的C_2Cl_6进行除气精炼 5）加入剩余的锌和回炉料，搅拌、静置、扒渣 6）取样检验、测温。合金成分合格、温度合适时即可出炉浇注 7）锌合金熔炼时，过热温度不宜过高，熔炼时间不宜过长

此外，锌合金的熔炼也可采用合金锭重熔法，按“GB/T 8738—1988 铸造锌合金锭”购买相应牌号的锌合金锭加热重熔，熔化后加入质量分数0.10%~0.15%（占炉料）的氯化锌进行精炼即可浇注。

4.3.4 锌合金的浇注工艺

锌合金的浇注时应严格控制浇注温度，一般在40~80℃过热度下进行浇注，不宜过高，且不宜超过650℃，锌合金的浇注速度宜稍快。常用铸造锌合金的浇注温度见表2.3-77。

4.3.5 锌合金熔液的炉前检验

（1）温度控制

锌合金液的温度可采用配有显示仪表的镍铬-镍铝热电

表 2.3-77　铸造锌合金的浇注温度　℃

合金代号	ZA4－1	ZA4－3	ZA8－1	ZA9－2	ZA11－5	ZA11－1	ZA27－2	ZA35	ZA43
浇注温度	400～430	410～440	425～480	430～485	415～470	450～530	510～550	560～600	580～620

偶来测量。采用保护管可以延长热电偶的使用寿命。较好的保护管材料是工业纯铁，测量时保护管应喷刷涂料并充分干燥。需要快速测温时可以不使用保护管。

(2) 化学成分分析

对于具备炉前快速分析条件的车间，可在出炉前取样分析以确定合金的化学成分是否合格。常用的分析法有化学分析法和光谱分析法。

(3) 炉前试验

含气量检验：由于锌合金吸气性小，一般并不进行含气试验，如需检验含气量，可参照铜合金炉前检验方法，用金属型浇注弯曲试样来检查合金质量。浇注 2～3 min 后将已凝固的试样从铸型中取出水冷，然后将试样一端夹持在虎钳上用锤击断。根据击断时用力的大小及试样的折断角来判断合金的力学性能，并结合观察断口的晶粒大小、有无偏析、氧化、夹渣等，可以大致判断合金质量。

组织检验：炉前试样断口晶粒细致，呈银白色，或较亮的银灰色，或银灰色加小块闪烁发光的银白色斑点，均为合格。

如炉前检验不合格，可用下列方法处理。

1) 断口呈暗灰色、暗蓝色表示合金杂质含量较高，可重新加镁处理，但合金中总的镁量不得超过 w (Mg) = 0.15%。

2) 组织尚好，但强度较差，可加适量的回炉料或重新变质处理。

3) 组织不细密，可加少量的中间合金或回炉料，或重新变质处理。

4) 断口夹渣较多，可加干燥氯化锌再次进行除气精炼处理。

4.4 锌合金的热处理及表面处理

4.4.1 锌合金的热处理

锌合金的热处理包括稳定化处理、均匀化处理（T3）、正火、固溶处理和固溶时效处理（又称超细化处理）。锌合金的热处理可用于稳定铸件的组织、性能和尺寸，抑制锌合金的老化，改善铸件的强度、塑性和韧性，甚至获得超塑性。下面分别加以简介。

1) 稳定化处理（低温时效）　稳定化处理的目的是稳定铸件的组织、性能和尺寸，抑制锌合金的老化。铸造锌合金的固相脱溶分解与共析转变因冷却较快和合金元素（Cu、Mg）的作用而受到抑制，从而获得亚稳定的铸态组织。在室温下亚稳态会逐渐缓慢地向稳定态转变而引起铸件尺寸和力学性能的变化。在低温下进行稳定化处理可加速这种组织转变，使铸件使用过程中尺寸和性能较为稳定。稳定化处理的温度越高，稳定化处理所需的时间越短。100℃下保温，需 3～6 h；85℃下，需 5～10 h；70℃下，则需 10～20 h。时效后在空气冷却即可。稳定化处理的温度一般较低。

2) 均匀化处理（退火）　均匀化处理的目的是细化铸件组织，减轻或消除枝晶偏析并获得细片状共析组织（$\alpha+\eta$），从而提高铸件的塑性和韧性，并使韧性至脆性转变温度由铸态的 0℃降低到 －20℃左右，而其强度则有所降低。锌合金的均匀化处理通常是在320～400℃保温 3～8 h 后随炉冷却。不同锌合金的均匀化处理温度不同，ZA27 均匀化热处理工艺规范为：320℃保温3～8 h，然后随炉冷却；ZA35 则在 365℃保温 3～8 h 随炉冷却。

3) 正火　正火与均匀化处理相似，其目的也是细化铸件组织，提高铸件尺寸稳定性，减轻或消除异常组织和枝晶偏析并获得细片状共析组织（$\alpha+\eta$）。正火在提高铸件的塑性和韧性的同时，由于其冷却速度较快（空冷或水冷），能够获得较高的强度。正火处理后铸件的塑性和韧性比均匀化处理后稍低。正火的加热温度与均匀化处理基本相同，通常是在320～400℃保温 3～8 h 后在空气中冷却或水冷。如将有连续网状组织的高铝锌合金试样，加热至 360℃，保温 2 h 后出炉水冷，可完全消除网状组织，枝晶偏析程度也可大大减轻。采用 250℃保温 7 h 和 80℃保温 6 h，然后空冷或水冷的热处理工艺，可使 ZA27 合金发生充分的组织转变，基本消除铸件尺寸不稳定现象。将高铝锌合金加热到 250℃保温 3 h，然后水冷时效，组织均匀，冲击韧度将显著提高。

4) 固溶时效处理（又称超细化处理）　固溶时效处理的目的是获得极细的组织，在保证较高强度的前提下，获得很高的塑性。固溶时效处理是将铸件加热到 320～400℃保温 6～9 h，随后在冰盐水中淬火（固溶处理），接着在 250℃左右保温时效 0.5～1 h。如对 ZA35 合金，在 365℃保温 6～9 h，冰盐水淬火，250℃保温时效 0.5～1 h，即可获得如下性能：σ_b = 310 MPa，$\sigma_{0.2}$ = 375 MPa，δ = 14%～25%；如对上述 ZA35%合金加少量 Ti 进行变质处理后，则可大幅度提高合金的塑性，变质、固溶时效处理后其性能为：σ_b = 247～268 MPa，$\sigma_{0.2}$ = 347～357 MPa，δ = 42%～45%。

4.4.2 表面处理

虽然锌合金具有一定的耐蚀性，一些锌合金铸件也可以在铸态下直接使用，但锌合金的耐蚀性并不很高，在很多情况下对锌合金铸件还需要进行表面防护处理。一方面提高铸件的耐蚀性，另一方面还可起到装饰性作用，使外表更加美观。锌合金常用表面处理方法包括下面几种。

1) 电镀　锌合金铸件具有良好的电镀工艺性能，易于进行电镀。锌合金压铸件的防蚀装饰性镀层一般为铜－镍－铬镀层。锌合金铸件常用的电镀工艺是在铸件上预镀铜，按一般工艺进行加厚镀铜层作为底镀层，然后在铜底镀层上镀光亮镍，最后再进行镀铬即可。此外，锌合金铸件也可以直接镀铬，直接镀铬可提高硬度和耐磨性，降低摩擦因数并改善耐蚀性。锌合金铸件电镀工艺过程与常规电镀相同。

2) 涂（喷、浸）漆　涂（喷、浸）漆是金属表面防护常用的方法之一，同样适用于锌合金铸件。目前大多数漆料均可用作锌合金铸件的表面防护与美化。涂（喷、浸）漆前锌合金零件通常需经磷酸盐或铬酸盐溶液处理，形成磷酸盐或铬酸盐化学转化膜作为底层，从而提高漆层的附着力。对于某些较便宜的零件，可使用附着力不强的丙烯酸油漆。对于耐蚀性要求高的零件，应采用环氧树脂漆或各种胺基漆，涂漆后进行烘烤。

3) 金属喷镀　金属喷镀法也是金属表面防护常用的方法之一。该法是在高真空下使经过预处理的零件表面敷上一层很薄的金属膜。利用金属喷镀法可以在锌合金零件上喷镀多种合金层，提高锌合金零件的耐蚀性，并可模拟出铜、银、黄铜、金等外观而美化零件。这种工艺已用于锌合金压铸件。如果脱脂后涂上底漆就可以掩饰表面缺陷，则待处理的零件无须抛光，经低温烘烤后，使铝蒸气在真空下沉积到零件上形成薄膜。待二次喷清漆后经过烘烤则得到银白色的涂层，并可将该涂层染成各种颜色。

4) 阳极氧化处理　锌合金的阳极氧化处理同样是锌合

金表面电解氧化的电化学过程。阳极氧化处理后形成结合力强、有一定耐蚀性并具有多孔结构的阳极氧化膜，该膜可作为涂覆有机膜层和染色的优良基底。锌合金的阳极氧化处理是在阳极氧化处理液内在不超过200V的电压下进行的，处理完毕可用加热的水玻璃稀溶液或者用有机涂（漆）料进行密封。阳极氧化处理能有效地提高锌合金的耐蚀性。锌合金的阳极氧化处理的处理液及处理条件见表2.3-78。

表2.3-78 锌合金阳极氧化处理液

配方	溶液成分		pH值	温度/℃
1	CrO_3 NH_4OH [$w(NH_4OH)=25\%$] H_3PO_4 [$w(H_3PO_4)=85\%$] NH_4F	60 g/L 245 mL/L 66 mL/L 18.5 g/L	6.8~7.0	65~80
2	$Na_2O_7Si_3$ $Na_2B_4O_7\cdot10H_2O$ $Na_2WO_4\cdot2H_2O$ NaOH	180 g/L 90 g/L 73 g/L 30 g/L	11.4	20~30

5 铸造轴承合金

滑动轴承与滚动轴承相比，具有承压面积大、可承受较大的载荷、工作平稳、无噪声、以及装拆方便等优点，所以广泛应用于旋转速度很高和承受重载的场合，例如高速大马力柴油机和汽车发动机的曲轴、连杆，大型减速器及电动机主轴，涡轮机的主轴等的轴承。滑动轴承的结构一般由轴承体和轴瓦所构成，轴瓦直接支持转动的轴。为了提高轴瓦的强度和耐磨性，往往在钢质轴瓦的内侧浇注或轧制一层薄而均匀的内衬，用来制造轴承内衬或轴瓦的耐磨合金，称为轴承合金。

滑动轴承是直接与轴颈配合使用的，当轴高速转动时，轴瓦表面和轴颈之间产生相对滑动，轴瓦表面承受一定的周期性交变负荷，并与轴发生摩擦。在理想的工作条件下，轴与轴瓦间应有一层薄的完整的润滑油膜将二者分开，使轴旋转时不会与轴瓦表面直接接触，这种状态称为液体润滑状态。轴与轴承处于液体润滑状态时其摩擦因数和磨损都是最小的。但在实际工作中，通常由于润滑油的抗压能力较小，这种理想状态是很难实现的，特别是在启动、停车以及负荷变动时，润滑油膜往往遭到破坏，从而进行半干摩擦甚至干摩擦。而绝大多数工况下轴与轴承是处于半干（半液体）摩擦状态，即包围轴颈的润滑油膜并不完整，而使轴颈与轴承在某些局部地方直接接触，因此就会产生磨损。

根据滑动轴承的工作条件，对轴承合金提出如下性能要求。

1）力学性能 轴承合金应具有一定的抗挤压强度，在承受载荷时不至于破坏，尤其在轴承的工作温度范围内（一般为50~180℃）应有一定的硬度，不会因温度升高而软化。由于轴所承受的载荷在多数情况下是冲击载荷，因此，要求轴承合金具有较高的冲击韧度以及在交变载荷作用下有很好的疲劳强度。同时，轴承合金的基体一般应具有良好的塑性，以适应轴承合金与轴颈的跑合要求。轴承合金还应有较小的线胀系数。

2）摩擦特性 为了延长轴承的使用寿命，轴承合金应有足够的耐磨性。同时轴承合金还应有良好的减摩性，即轴承与轴颈间的摩擦因数应较小。例如，某些轴承合金的组织中具有均匀分布的硬质点相，轴颈与轴承接触不是整个面的接触，而是依靠轴承合金组织中的硬质点相将轴颈托起。由于接触面积很小，所以它们之间的摩擦因数是很小的。此外，硬质点凸出在轴承表面能承受轴的载荷，而润滑油则可以在其间的凹陷内储存与流动，保证良好的润滑。只要这些小质点的硬度合适，就能使轴承既对轴颈的损伤很小，又使其有较好的耐磨性能。

3）抗咬合性 当轴承在承受重载或润滑条件不良时，轴颈与轴承发生干摩擦，使轴承与轴颈的某些接触处温升过高，轴承金属软化而被轴颈表面刮走的现象称为咬合。为了避免咬合，要求轴承合金对润滑油具有良好的吸附能力并在较高的工作温度下有一定的硬度。

4）嵌藏性 轴承合金的基体应是比较软的，当有尖硬粒子落入摩擦表面时可以被嵌陷在基体中而不至于刮伤轴颈的配合表面。

5）顺应性 由于安装的误差使轴的位置与轴承孔发生某些偏移（如轴孔不同心或轴孔变形）时，轴承孔应能以相应的塑性变形来适应轴的方向，而不至于使轴产生不均匀的磨损。同时轴承合金的硬度不宜过高，以便于安装时进行刮研加工。一般锡基和铅基轴承合金的硬度以20~30 HBS为宜。

6）耐蚀性 轴承合金应具有足够的化学稳定性，能抵抗润滑油中有机酸及硫化物的腐蚀作用。

7）导热性 轴承工作时产生的热量要通过轴瓦传递给机架，这就要求轴承合金的导热性能好，使轴承不致温升过高而影响机器的正常运转。

此外，还要求轴承合金具有良好的亲油性，并能与钢背牢固结合，材料价廉、工艺性能好等。

5.1 轴承合金的牌号及分类

根据对轴承合金基本性能的要求，适宜的轴承合金应为两相或多相组织。目前轴承合金按显微组织类型大致可以分为两大类，其显微组织和性能特点见表2.3-79。

表2.3-79 轴承合金的组织类型和性能特点

组织类型	组织特性		性能特点	举例
	基体	质点相		
Ⅰ	软	硬	合金的表面性能（嵌藏性，摩擦顺应性等）较好，但承载能力和抗疲劳性较差	锡基及铅基轴承合金，锡青铜，铝青铜等
Ⅱ	硬	软	合金的力学性能较好，但表面性能不如Ⅰ类	铝锡轴承合金，铝－石墨轴承合金，铅青铜等

这两类合金中，前者是早期的轴瓦材料，目前仍在工业中广泛使用。后者是近代才发展起来的，它们具有较好的冲击韧度和抗疲劳性能，合金组织中的 Sn、Pb 及石墨等软相是很好的固体润滑剂。这类合金常用来制造在工作温度高、传递功率大、受冲击载荷及转动速度很高的条件下工作的轴承。

工业上使用非铁合金类轴承合金主要有以下几种。

1）锡基轴承合金（Sn-Sb-Cu 系）。

2）铅基轴承合金（Pb-Sb-Sn 系、Pb-Ca-Na 系等）。

3）铜基轴承合金（锡青铜，锡磷青铜，铅青铜，铝青铜，硅黄铜，锰黄铜等）。

4）铝基轴承合金。

5）锌基轴承合金。

6）镉基轴承合金（Cd-Ni 系，Cd-Ag 系，Cd-Zn 系等）。

常用轴承合金的性能特点见表 2.3-80。本节仅介绍目前工业中最常见的锡基、铅基、铝基和铜基铸造轴承合金。

表 2.3-80　常用轴承合金的性能比较

种类	摩擦相容性	顺应性与嵌入性	抗疲劳性	耐蚀性	导热性	合金硬度 HBS	轴颈最小硬度 HBS	最大容许压力 [p] /MPa	最高容许温度/℃
锡基合金	B	B	D	A	E	20～30	150	6～10	150
铅基合金	A	A	E	E	E	18～39	150	6～8	150
铜铅合金	C	D	C	D	B	25～60	200	20～32	250～280
锡青铜	C	E	A	B	C	60～90	200	7～20	280
铝青铜	E	E	B	A	D	100～110	280	15	300
黄铜	C	E	A	A	D	70～95	200	7～20	200
锌合金	E	E	C	A	C	80～105	200	20	80～120
铝基合金	C	C	B	A	A	22～32	200～280	20～28	150～170
三层金属轴瓦	A	B	B	B	B	—	200～300	14～35	170

注：A—优、B—良、C—中、D—较差、E—差。

GB/T 1174—1992 规定了铸造轴承合金牌号的表示方法。铸造轴承合金牌号由基体金属元素及主要合金元素的化学符号组成。主要合金元素后面跟有表示其名义质量分数的数字（名义质量分数为该元素的平均质量分数的修约化整值）。如果合金元素的名义质量分数不小于 1，该数字用整数表示。如果合金元素的名义质量分数小于 1，一般不标数字。必要时可用一位小数表示。

在合金牌号前面冠以字母“Z”（“铸”字汉语拼音第一个字母，表示属于铸造合金）。

若合金化元素多于两个，除对表示合金的本质特性是必不可少的外，不必把所有的合金化元素都列在牌号中。

在牌号中主要合金元素按名义质量分数的递减次序排列。当名义质量分数相等时，按其化学符号字母顺序排列，但对于铜基合金，要将表征合金系列的元素紧跟在基体元素的后面。例如 ZChSnSb11－6 表示元素锑的质量分数为 11% 和元素铜的质量分数为 6% 的锡基轴承合金。

5.2　锡基和铅基轴承合金

锡基和铅基轴承合金是低熔点合金，统称为巴氏合金，是一种性能优良、历史悠久、使用最广的轴承合金，迄今为止，仍然是承受中等负荷的轴承合金中比较理想的材料，因为它具有在软的基体上均匀分布着硬质点的显微组织，硬质点用来承受摩擦，而软的基体用以满足其他性能要求。但是巴氏合金质地软而强度又低，不适合于制造整体轴承，而是将其浇注在低碳钢（钢背）表面上，作为双金属轴瓦材料。

5.2.1　锡基轴承合金

锡基轴承合金具有小的线胀系数，较好的顺应性、抗咬合性和嵌藏性，导热性和抗蚀性良好，工艺性能好，至今仍作为主要轴承材料，大量用于汽车、拖拉机、压缩机、冷冻机及汽轮机等各种动力机械设备。

（1）锡基轴承合金牌号、化学成分和组织

锡基轴承合金是在锡锑合金基础上添加铜合金。由于合金中锡含量很高，其组织由典型的软基体加硬质点组成。锑在锡中室温下的溶解度（质量分数）为 2% 左右，当锑含量（质量分数）超过 9% 时，铸造组织中易出现 SbSn（β 相）脆性化合物。由于先结晶出来的 β 相密度较液态合金轻，结晶时易产生密度偏析，故在合金中加入一定量的铜。结晶时先从液相析出 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5 星状及针状晶体，由于 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5 密度和液相相近，它先结晶形成树枝状骨架，均匀分布在液相中，从而阻止密度较轻的 β 相上浮，防止密度偏析。铜的加入还可提高合金的耐磨性。

锡基轴承合金室温组织是 α 固溶体（Sn）软基体上分布着硬质相 β 和 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5，其中白色方块或三角形状为 β 相，亮色针状或星状物是 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5，暗色基体为 α 固溶体。硬质相尺寸和均匀性对轴瓦的性能及使用寿命有很大的影响，粗大的 β 相质点在工作过程中容易剥落，增加合金的磨损。β 相因偏析而聚集时，在 β 相聚集处合金的塑性和韧性显著降低，导致轴瓦过早破坏，故这种偏析是不允许的。硬质相 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5 的尺寸和分布对合金性能的影响没有 β 相那样突出，因其量少且比较细小，一般希望 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5 相在基体上呈细而短的针状均匀分布。为此，在铸造这类合金时，应严格控制浇注温度，增加冷却速度，以防止 β 相的偏析和组织的粗化。增加合金中的锑和铜含量时，β 和 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5 硬质点数量增多，使合金硬度和耐磨性提高，但脆性增加，故在锡基合金中锑和铜量（质量分数）分别控制在 4%～12% 和 2.5%～6.0%。

铅、镍、铝、锌、砷、铁、铋等杂质对轴承合金性能有很大的影响。铅、铋降低合金的耐热性，锌和铝使合金与钢背的黏结强度恶化，铁和镍降低合金的流动性，铁还使合金变脆。因此应严格限制这些杂质的含量。锡基轴承合金牌号和化学成分见表 2.3-81。

（2）锡基轴承合金的物理性能

锡基轴承合金的物理性能见表 2.3-82。锡基轴承合金的力学性能见表 2.3-83。

表 2.3-81 锡基轴承合金牌号和化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 1174—1992） %

种类	合金牌号	Sn	Pb	Cu	Zn	Al	Sb	Ni	Fe	Bi	As		其他元素总和
												—	
锡基	ZSnSb12Pb10Cu4	其余	9.0～11.0	2.5～5.0	0.01	0.01	11.0～13.0	—	0.1	0.08	0.1	Cd1.1～1.6	0.55
	ZSnSb12Cu6Cd1		0.15	4.5～6.8	0.05	0.05	10.0～13.0	0.3～0.6	0.1	—	0.4～0.7	Fe+Al+Zn	—
	ZSnSb11Cu6		0.35	5.5～6.5	0.01	0.01	10.0～12.0	—	0.1	0.03	0.1	≤0.15	0.55
	ZSnSb8Cu4		0.35	3.0～4.0	0.005	0.005	7.0～8.0	—	0.1	0.03	0.1	—	0.55
	ZSnSb4Cu4		0.35	4.0～5.0	0.01	0.01	4.0～5.0	—	—	0.08	0.1	—	0.50
												—	

注：凡表格中所列两个数值，系指该合金主要元素含量范围，表格中所列单一数值，系指允许的最高含量。

表 2.3-82 锡基轴承合金的物理性能

合金牌号	密度 ρ /$g\cdot cm^{-3}$	线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	热导率 λ /W·(m·K)$^{-1}$	电导率 γ /$MS\cdot m^{-1}$	摩擦因数 μ	
					有润滑	无润滑
ZSnSb12Pb10Cu4	7.70	—	50.24	—	—	—
ZSnSb11Cu6	7.88	23.0	33.49	—	0.005	0.28
ZSnSb8Cu4	7.39	23.2	38.52	6.65	—	—
ZSnSb4Cu4	7.34	—	56.24	—	—	—

（3）锡基轴承合金的力学性能

表 2.3-83 锡基轴承合金的力学性能

名称		ZSnSb12Pb10Cu4	ZSnSb11Cu6	ZSnSb8Cu4	ZSnSb4Cu4
抗拉强度 σ_b/MPa		83	88	78	63
屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa		38	66	61	29
断后伸长率 δ_5/%		—	6.0	18.6	7.0
断面收缩率 ψ/%		—	38	25	—
抗压强度 σ_{bc}/MPa		112	113	112	88
抗压屈服强度 $\sigma_{-0.2}$/MPa		37	80	42	29
疲劳极限 σ_{-1}/MPa		30	24	27	26
弹性模量 E/GPa		53	48	57	51
冲击韧度 a_K/$kJ\cdot m^{-2}$	有缺口	—	58.8	114.7	—
	无缺口	—	104.9	294.2	539.4
硬度 HBS	17～20℃	24.5	30.0	24.3	22.0
	25℃	—	29.0	22.3	—
	50℃	—	22.8	18.2	16.4
	75℃	—	18.5	14.8	12.7
	100℃	12	14.5	11.3	9.2
	125℃	—	10.9	—	6.9
	150℃	—	8.2	6.4	6.4

（4）锡基轴承合金的工艺性能

锡基轴承合金的工艺性能见表 2.3-84。

表 2.3-84 锡基轴承合金的工艺性能

合金牌号	液相线温度/℃	固相线温度/℃	最合适浇注温度/℃	线收缩率/%	流动性（螺旋线长度）/cm
ZSnSb12Pb10Cu4	380	217	450		
ZSnSb11Cu6	370	240	440	0.65	73
ZSnSb8Cu4	354	241	430		
ZSnSb4Cu4	371	223	440		

(5) 锡基轴承合金的特点和应用

锡基轴承合金的特点和应用见表 2.3-85。

表 2.3-85 锡基轴承合金的特点和应用

合金牌号	特点	应用
ZSnSb12Pb10Cu4	含锡量最低，价格便宜。该合金软而韧、耐压。但因含铅而热强性较低	用于中速中等载荷的轴承，如一般机器的主轴承及电机轴承，不适用于高温部件
ZSnSb11Cu6	锡含量较低，铜和锑含量较高。因 β 相较多，故强度和硬度较高，有良好的嵌入性、减摩性和耐磨性，线胀系数较小，但疲劳强度、塑性和冲击韧度较低，故不能用于浇注薄层和承受较大振动载荷的轴承	应用较广泛，用于温度低于 110℃、高速、重载工作的重要轴承。如大功率高速蒸汽机、汽轮机、涡轮压缩机和高速内燃机轴承
ZSnSb8Cu4	和 ZSnSb11Cu6 相比，该合金含锡量较多，冲击韧度较高，强度和硬度较低，其他性能相近；但价格较贵	用于一般大型机器轴承及轴衬、高速重载汽车发动机上凸轮轴轴承、柴油机推力轴承和凸轮轴承
ZSnSb4Cu4	在锡基轴承合金中，该合金含锡量最高，塑性和冲击韧度最高，强度和硬度较低；同时价格也最贵。常用作双金属或三金属轴承的内衬	用于要求韧性较大和浇注层厚度较薄的重载荷高速轴承，如工作条件较繁重的涡轮内燃机的高速轴承和轴衬、航空和汽车发动机的高速轴承等
ZSnSb12Cu6Cd1	综合性能优越	大型汽轮发电机主轴轴瓦等

5.2.2 铅基轴承合金

铅基轴承合金是以铅锑为基的合金。该合金的特点是成本低，嵌藏性、顺应性和亲油性都比较好，且有自润滑性，适用于润滑条件较差的场合，可作为锡基轴承合金的部分代用品；但其强度和硬度较低，韧性、耐磨性和耐蚀性也不如锡基轴承合金，摩擦因数也较大，只适于低速、低负荷或静载中负荷轴承。

铅基轴承合金按成分可分为两类，一类是含锡、铜等的铅锑系合金，一类是铅钙钠系合金。

(1) 铅锑轴承合金

1) 铅锑轴承合金的牌号、化学成分和组织　铅锑轴承合金是以铅、锑为基的合金。当锑的质量分数大于 11.2% 时，其室温组织由初生的以锑为基体的固溶体（Sb）和共晶体（Pb + Sb）组成，（Sb）相的硬度约为 30HBS 左右，作为轴承合金的硬质点，而共晶体的硬度只有 7 ~ 8HBS，作为轴承合金的软基体。因铅的密度（11.34 g/cm^3）比锑（6.68 g/cm^3）大得多，故合金密度偏析比较严重。为此，加入质量分数 1.5% ~ 3.0% 的铜，在浇注过程中首先结晶出难熔的针状化合物 Cu_2Sb，可防止密度偏析，同时 Cu_2Sb 也起硬质点的作用，可提高合金的耐磨性。但过量的铜会扩大合金的结晶温度范围，恶化合金的铸造性能，并使合金变脆。

Pb-Sb-Sn 系轴承合金中，由于 Sb 量的不同，其组织特征也有很大的差别，一般可分为两大类。当锑的质量分数小于 11%，锡的质量分数小于 6%，如 ZPbSb10Sn6 合金，属亚共晶合金。结晶时首先析出初生铅树枝晶，而后随温度降低进行二相共晶反应，生成（Pb + β），冷却到 240℃ 发生三相共晶反应，生成（Pb + β + Sb），最后得到的室温组织为树枝状铅晶体均布在共晶体基体上。由于无初生方形 β 相（SnSb）和 Cu_2Sb 相，故塑性很好，很适合制造薄壁轴瓦。该合金含质量分数 5% 左右的锡，具有足够的耐蚀性，其顺应性、抗咬合性及疲劳强度都可达到或超过 ZSnSb4Cu4 合金。该合金成本低，性能良好，是锡基轴承合金很好的代用品。

当锑的质量分数为 15% ~ 17%，锡的质量分数为 15% ~ 17%，如 ZPbSb16Sn16Cu2 合金，属过共晶合金。结晶时首先从液体中析出初生的方形 β 相，而后随温度降低进行共晶反应，得到共晶体（Pb + β）。最后得到的室温组织为在（Pb + β）共晶体基体上面分布着亮色方形或三角形初生 β 相。因初生 β 相密度较小，易产生密度偏析，合金中含有铜，所以组织中还有针状 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5 或 Cu_2Sb 相存在。亮色方形或三角形初生 β 相作为合金的硬质点，（Pb + β）共晶体作为合金的软基体。这类合金因含有方形或三角形初生 β 相，故塑性较差，不适于制造薄壁轴瓦。但其强度较高，可用于制造 120℃ 以下工作的、中等载荷的轴瓦。

为改善铅锑轴承合金的性能，常添加 Cu、Sn、Ni、Cd、As、Ca、Na 等合金元素。

铅锑轴承合金中添加 Sn，可起固溶强化作用，又能形成化合物 SbSn 和 Cu_3Sn 或 Cu_6Sn_5，作为硬质点，提高合金耐磨性。锡还能改善耐蚀性及合金与钢背黏结性能。当 Sn 的质量分数为 5% ~ 16% 时，这些作用较为显著，Sn 的质量分数超过 20% 后并无明显变化。Sn 的质量分数过高（超过 Sb 时），会形成低熔点共晶体，使合金性能恶化。因此铅锑轴承合金中 Sn 的质量分数不许超过 Sb，一般为 5% ~ 16%。

铅锑轴承合金中有时还加入 Cd 和 As。加 Cd 的目的是提高合金的耐蚀性和强度，但使脆性增加，因此 Cd 的加入量应予控制。

添加少量 As 能固溶于 Sb 固溶体中，并细化 SnSb 化合物，减少偏析，还能改善合金在 100 ~ 150℃ 下的强度和硬度。As 与 Cd 还生成镉砷化合物硬质点，能减小合金的摩擦因数。但 As 对冲击韧度及合金与钢背的黏合力不利。含 As 的质量分数大于 1% 会形成脆性化合物 As_2Sn_3，故加入量不宜过多，一般 As 的质量分数应控制在 0.3% ~ 1.0%。

Ni 可细化组织，可提高合金的冲击韧度、耐磨性和耐热性，Ni 也可改善合金的偏析倾向。

Bi 的熔点很低，混入铅基合金后，易形成低熔点共晶体，显著降低合金的强度。其质量分数应控制在 0.1% 以下。

Al 增加铅锑轴承合金的氧化倾向，使合金与钢背黏结力降低，因此在铅基轴承合金中铝的质量分数应控制在 0.01% 以下。

铅锑轴承合金牌号、化学成分见表 2.3-86。

2) 铅锑轴承合金的物理性能　铅锑轴承合金的物理性能见表 2.3-87。

3) 铅锑轴承合金的力学性能　铅锑轴承合金的力学性能见表 2.3-88。

4) 铅锑轴承合金金的工艺性能　铅锑轴承合金金的工艺性能见表 2.3-89。

5) 铅锑轴承合金的特点和应用　铅锑轴承合金的特点和应用见表 2.3-90。

表 2.3-86 铅锑轴承合金牌号和化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 1174—1992） %

合金牌号	Sn	Pb	Cu	Zn	Al	Sb	Fe	Bi	As		其他元素总和
ZPbSb16Sn16Cu2	15.0~17.0	余量	1.5~2.0	0.15	—	15.0~17.0	0.1	0.1	0.3	—	0.6
ZPbSb15Sn5Cu3Cd2	5.0~6.0		2.5~3.0	0.15	—	4.0~16.0	0.1	0.1	0.6~1.0	Cd1.75~2.25	0.4
ZPbSb15Sn10	9.0~11.0		0.7*	0.005	0.005	14.0~16.0	0.1	0.1	0.6	Cd0.05	0.45
ZPbSb15Sn5	4.0~5.5		0.5~1.0	0.15	0.01	14.0~15.5	0.1	0.1	0.2	—	0.75
ZPbSb10Sn6	5.0~7.0		0.7*	0.005	0.005	9.0~11.0	0.1	0.1	0.25	Cd0.05	0.7

注：1. 凡表格中所列两个数值，系指该合金主要元素含量范围，表格中所列单一数值，系指允许的其他元素最高含量。
2. 表中有“*”号的数值，不计入其他元素总和。

表 2.3-87 铅锑轴承合金的物理性能

合金牌号	密度 ρ /g·cm^{-3}	线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}$ K^{-1}	热导率 λ /W·(m·K)$^{-1}$	摩擦因数 μ	
				有润滑	无润滑
ZPbSb16Sn16Cu2	9.29	24.0	25.12	0.006	0.25
ZPbSb15Sn5Cu3Cd2	9.60	28.0	20.93	0.005	0.25
ZPbSb15Sn10	9.60	24.0	23.86	0.009	0.38
ZPbSb15Sn5	10.20	24.3	24.28	—	—
ZPbSb10Sn6	10.50	25.3	—	—	—

表 2.3-88 铅锑轴承合金的力学性能

ZPbS 性能		ZPbSb16Sn16Cu2	ZPb15Sn5Cu3Cd2	ZPbSb15Sn5C	ZPbSb15Sn5	ZPbSb10Sn6
抗拉强度 σ_b/MPa		76.5	67	59	—	78.5
屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa		—	—	57	—	—
断后伸长率 δ_5/%		0.2	0.2	1.8	0.2	5.5
抗压强度 σ_{bc}/MPa		121	133	125.5	108	—
抗压屈服强度 $\sigma_{-0.2}$/MPa		84	81	61	78.5	—
疲劳极限 σ_{-1}/MPa		22.5	—	27.5	17	25.5
弹性模量 E/GPa		—	—	29.4	29.4	29.0
冲击韧度 a_K/kJ·m^{-2}		13.70	14.70	43.15	—	46.10
硬度 HBS	17~20℃	34.0	32.0	26.0	20.0	23.7
	50℃	29.5	24.9	24.8	—	18.0
	70℃	22.8	21.3	22.1	—	—
	100℃	15.0	14.0	14.3	9.5	11.0
	125℃	6.9	12.1	—	—	—
	150℃	6.4	8.1	—	—	8.0

表 2.3-89 铅锑轴承合金的工艺性能

合金牌号	液相线温度 /℃	固相线温度 /℃	浇注温度范围 /℃	体收缩率 /%	流动性（螺旋线长度）/cm
ZPbSb16Sn16Cu2	410	240	450~470	—	54
ZPbSb15Sn5Cu3Cd2	416	232	450~470	—	—
ZPbSb15Sn10	268	240	380~400	2.3	—
ZPbSb15Sn5	380	237	450~470	2	—
ZPbSb10Sn6	256	240	380~400	2	—

（2）铅钙钠轴承合金

1）铅钙钠轴承合金牌号、化学成分和组织　铅钙钠轴承合金是以 Na、Ca 为主要合金元素的铅基合金。Na 固溶在铅基体里，起强化基体作用。Na 在 Pb 中的最大溶解度（质

量分数）为 1.5%（共晶温度），室温时其溶解度仅为 0.4%，Na 在铅里的溶解度变化较大，所以 Pb-Na 合金有显著的时效强化作用，可通过热处理提高基体的硬度和强度。

Ca 在 Pb 中只有很小的溶解度，在 328℃时溶解度（质量分数）仅为 0.07%，过剩的 Ca 则形成 Pb_3Ca 化合物相，Pb_3Ca 是此类巴氏合金中的硬质点，可提高合金的耐磨性。

表 2.3-90 铅锑轴承合金的特点和应用

合金牌号	主要特点	应 用
ZPbSb16Sn16Cu2	抗压强度较高，耐磨性较好，使用寿命较长，价格较低。但冲击韧度较差，室温下较脆，受冲击载荷时容易形成裂纹和剥落。受静载荷时，工作情况较好。常制成双层或三层金属结构使用	适于工作温度小于 120℃、无显著冲击载荷的重载高速轴承，如汽车、拖拉机的曲柄轴承，蒸汽涡轮机、电动机、发电机、压缩机及轧钢机等的轴承
ZPbSb15Sn5Cu3Cd2	和 ZPbSb16Sn16Cu2 相比，含锡量低，但因加有镉和砷，二者性能差别不大。可代替 ZPbSb16Sn16Cu2 合金	用作汽车、拖拉机、船舶机械、电动机、抽水机、球磨机和金属切削机床的轴承
ZPbSb15Sn10	冲击韧度高于 ZPbSb16Sn16Cu2，具有良好的嵌藏性和摩擦顺应性，但摩擦因数较大	用作中速中等载荷的轴承，如汽车、拖拉机发动机的曲轴和连杆轴承
ZPbSb15Sn5	含锡量最低的铅锑合金。与 ZSnSb11Cu6 相比，抗压强度相当，但塑性和热导率较低。在温度不超过 80～100℃和冲击载荷较小的条件下，使用寿命不低于 ZSnSb11Cu6	用于低速载荷的机械轴承。一般多用于矿山水泵轴承，也可用于汽轮机、中等功率电动机、拖拉机发动机、空气压缩机等轴承和轴衬
ZPbSb10Sn6	含铅量最高的铅锑合金，强度与弹性模量的比值较大，抗疲劳能力较强。硬度较低，嵌藏性、抗咬合性和顺应性好，对轴颈的磨损较小。冲击韧度高，装配时容易刮削加工，使用时易磨合。成本低，制造工艺简单，浇注质量易保证。但合金的耐磨性和耐蚀性不如锡基轴承合金	代替 ZSnSb4Cu4 用作工作温度不超过 120℃、中等载荷或高速低载荷的轴承。如汽车发动机、空气压缩机、制冷机和高压液压泵等的主机轴承。也可用于金属切削机床、通风机、真空泵、离心泵、燃气泵、涡轮机和一般农机上的轴承

Pb-Ca-Na 系合金的氧化倾向较严重，熔炼时 Na 和 Ca 的损耗大，同时还易生成氧化膜，影响合金和钢背的粘合，生产上常常在钢背上开设燕尾槽，用机械的方法加强合金与钢背的黏结力。少量 Mg 可减小合金熔炼时 Ca 和 Na 的烧损，提高合金抗大气腐蚀能力，但随 Mg 量增加，合金的塑性降低。Sn 固溶在铅基体里，提高基体的硬度和耐蚀能力，w(Sn) = 1%～2%时，可以适当减少 Ca 和 Na 的含量而不致影响合金的性能，同时在有 Sn 的情况下，可以改善合金与钢背的粘合情况。

此类铅基轴承合金的显微组织特征是以 Na 在 Pb 内的固溶体为软基体，其上均匀分布着白色树枝状化合物 Pb_3Ca。Pb-Ca-Na 系轴承合金在 315℃时才开始熔化，有较好的高温强度，其在 125℃仍具有 20 HBS 的硬度，所以有较好的抗咬合性和冲击韧度，可用来制造低速、重载和受冲击载荷的铁路客货车辆及蒸汽机车的轴瓦。但 Pb-Ca-Na 系合金存在线膨胀较大、氧化倾向严重、耐腐蚀性较差、熔炼工艺复杂等缺点，应用受到限制。

铅钙钠轴承合金牌号、化学成分见表 2.3-91。

2）铅钙钠轴承合金的物理性能与工艺性能见表 2.3-92a。

3）铅钙钠轴承合金的力学性能见表 2.3-92b。

4）铅钙钠轴承合金的主要特点与应用见表 2.3-93。

表 2.3-91 铅钙钠轴承合金的化学成分（质量分数） %

类 型	Ca	Na	Sn	Mg	Pb
ChPbCa1Na0.7（无锡）	0.85～1.15	0.6～0.9	—	—	余量
ChPbSn2Ca0.5Na0.5（含锡）	0.35～0.55	0.25～0.5	1.5～2.5	0.04～0.09	余量

表 2.3-92a 铅钙钠轴承合金（ChPbCa1Na0.7）的物理性能与工艺性能

密度 ρ /g·cm^{-3}	液相线温度 /℃	固相线温度 /℃	线收缩率 /%	线胀系数 α_l /10^{-6} K^{-1}	热导率 λ /W·(m·K)$^{-1}$	摩擦因数	
						有润滑	无润滑
10.5	440	320	0.75	32	20.93	0.004	0.44

表 2.3-92b 铅钙钠轴承合金的力学性能

类 别	抗拉强度 σ_b/MPa	断后伸长率 δ_5/%	抗压强度 σ_{bc}/MPa	抗压屈服强度 $\sigma_{-0.2}$/MPa	疲劳极限 σ_{-1}/MPa	硬度 HBS	弹性模量 E/GPa	冲击韧度 a_K/kJ·m^{-2}
ChPbCa1Na0.7	98	2.5	157	116	25	32	22	78.45
ChPbSn2Ca0.5Na0.5	91	8.1	148	80	—	17.5	—	114.70

表 2.3-93 铅钙钠轴承合金的主要特点与应用

类 别	主要特点	应 用
ChPbCa1Na0.7	高温强度、冲击韧度和摩擦相容性较好，价格便宜。但线胀系数和摩擦因数较大，氧化倾向严重，熔炼工艺较复杂，耐磨性和耐蚀性较差	适用于低速重载和受冲击的轴承，如铁路客货车辆及蒸汽机车的轴瓦
ChPbSn2Ca0.5Na0.5	合金的抗氧化和耐蚀能力比 ChPbCa1Na0.7 高。因加入锡和镁，合金的耐磨性和强度较好。其他性能与 ChPbCa1Na0.7 合金相近	常用于制造 730 kW 内燃机车用的柴油机轴承和 880 kW发动机轴承

5.2.3 锡基和铅基轴承合金的熔铸

因锡基和铅基轴承合金的强度较低，生产中均浇注在钢壳（钢背）上作为轴瓦的内衬材料使用（双金属轴瓦），用钢壳来增强轴瓦的强度。钢壳材料一般采用 08 钢或 10 钢。合金的熔铸工艺包括：钢壳的清洗与镀锡，合金的熔炼，合金的双金属浇注等过程。

（1）钢背的清洗与镀锡

在浇注前轴承的钢背表面必须清洗干净并镀锡，确保轴承合金与钢背结合牢固。工艺过程为：脱脂（去油）→水洗→酸洗→水洗→沸水清洗→涂保护层→涂溶剂→镀锡。

脱脂是为去除钢背上的油污。常用方法有溶剂脱脂、碱洗和电解脱脂。常用的脱脂溶剂有四氯乙烯、三氯乙烯和三氯乙烷等。三氯乙烯的脱脂能力最强，而四氯乙烯脱脂能力最弱。碱洗常用清洗剂有氢氧化钠、碳酸钠、磷酸三钠和硅酸钠等。其中氢氧化钠的碱性最强，脱脂效果最佳，工厂普遍采用质量分数为 10% ~ 15% 的 NaOH 水溶液作为清洗剂，将加工后的钢背浸入煮沸的碱溶液中，停留约 5 ~ 15 min。电解脱脂是将钢背浸入油脂清洗剂（如碱溶液）里，通过电解作用除去油污。此法的脱脂效果最好。

酸洗是为清除钢背的锈迹。对已去脂的钢背，用清水冲洗后立即酸洗。常用的酸洗方法有酸液酸洗和电解酸洗两种。最常用的酸液是盐酸和硫酸（如质量分数为 10% ~ 15% 的盐酸），一般采用浸入法，即将钢背浸入酸洗槽内 2 ~ 5 min即可。对于大型轴瓦的钢背，可用刷子浸酸后擦拭。电解酸洗一般采用摩尔分数为 1.0% ~ 3.1% 的硫酸水溶液作为电解液。此法去锈更迅速，对基体金属的腐蚀小，操作方便，但需要电解设备。

酸洗之后应立即进行水洗，水洗的目的是去除钢壳表面残留的酸和碱。

涂保护层是在钢壳不挂轴承合金的表面涂保护涂料。通常用 2 份大白粉、1 份水玻璃、2 份水，搅拌均匀后刷涂并烘干。但镀锡表面不可粘着涂料。

涂熔剂是在钢背挂合金的表面上涂饱和氯化锌水溶液，消除钢背表面清洗后形成的氧化膜，进一步清洁镀锡表面。

镀锡是在待挂合金的表面上镀锡，在钢质衬上形成 $FeSn_2$ 和 FeSn 过渡层，提高轴承合金与钢背的结合力。因过渡层脆性大，故不宜太厚。镀锡时锡基轴承合金需使用纯锡，铅基轴承合金用焊锡（Sn 和 Pb 的质量分数分别为 60% 和 40%）。镀锡方法有侵入法和锡条涂抹法两种。浸入法是将纯锡或焊锡在镀锡槽内熔化并升温到 270 ~ 300℃左右。然后将预热到 120℃左右的钢背全部浸入槽内，待锡液停止冒泡时将钢背取出即可。锡条涂抹法用于钢背尺寸较大或没有镀锡槽时。镀锡时将清洗后的钢背加热到 300 ~ 350℃，涂刷一层氯化锌溶液，然后用纯锡条或焊锡条在钢背表面往复涂抹，使其熔化并用刷子将锡液均匀地涂挂于钢背表面上。若镀不上锡时，可再刷一次溶剂，这样一直到全部钢背表面镀上为止。

（2）合金的熔炼、浇注工艺特点及应用

锡基和铅基轴承合金的熔炼设备可以用电阻炉、燃油坩埚炉和焦炭坩埚炉等。锡基、铅基轴承合金的熔炼工艺要点见表 2.3-94。

表 2.3-94 锡基、铅基轴承合金的熔炼工艺

合 金	操 作 要 点
锡基轴承合金	1）用铸铁坩埚，在坩埚底加干燥的木炭，预热到 200℃ 2）加入全部锡块的一半、中间合金 CuSb50（如不用中间合金，可在此时加切成小块的铜） 3）铜（或中间合金）全部熔化后，加入经预热的锑粒，并不断搅拌，锑熔清后清渣 4）最后加入剩余的一半锡，熔化完毕升温至浇注温度，并保温 1 h 以使合金成分均匀 5）用脱水 NH_4Cl（合金的质量分数 0.05% ~ 0.1%）精炼，如长时间连续浇注，每隔 1 h 进行一次精炼。静置后扒渣浇注
铅基轴承合金（含铜）	1）准备坩埚。同上述 1 2）加入全部的锡、中间合金 CuSb50（或铜块） 3）铜（或中间合金）全部熔化后，加入经预热的锑 4）锑熔清后清渣，加全部的铅 5）熔化完毕升温至浇注温度，用脱水 NH_4Cl 精炼。静置后扒渣浇注。同上述 5
铅基轴承合金（不含铜）	1）准备坩埚。同上述 1 2）加入一半的铅，熔化后升温到 700℃ 3）分批加入锑块 4）锑熔清后扒渣，在 660℃加砷，搅拌熔化，加剩余的铅和锡，在 420 ~ 450℃加镉和锡 5）熔化完毕升温至浇注温度，用脱水 NH_4Cl（合金的质量分数为 0.05%）精炼，静置 2 ~ 4 min 扒渣浇注

续表 2.3-94

合　金	操　作　要　点
铅钙钠轴承合金	1）熔炼铅钠中间合金：在铸铁坩埚内加入占全部配料重量 30%的铅并加热熔化。将熔融铅倒入盛有液态金属钠的锅内，形成铅钠中间合金 2）熔炼轴承合金：将含有质量分数为 64%的氯化钙（用氯化钙代替金属钙）装入炉内，进行脱水处理、熔化并过热到 800℃。将氯化钙倒入铅钠中间合金液中，仔细搅拌，并扒去液面盐类夹杂物，然后加入其余的铅，搅拌后立即浇注

锡基和铅基轴承合金的浇注方法包括重力浇注、离心铸造和锡基、铅基合金双金属钢带连续浇注。重力浇注工艺装备简单，易于投产，生产率较低，适用于单件小批量生产和制作大型轴承；离心铸造制造的轴承合金组织致密，力学性能较高，铸件无气孔夹渣等缺陷，节约金属，生产率高，但容易产生偏析，适用于中小型轴瓦的成批和大批量生产；锡基、铅基合金双金属钢带连续浇注时，合金液连续快速冷却，合金组织致密，力学性能较高，黏结可靠，质量稳定，生产率高。但设备结构复杂，投产前一次投资较大，适用于轴瓦的大批量生产。

5.3　铝基轴承合金

铝基轴承合金的密度小，导热性好，疲劳强度高，并具有高的高温硬度，优良的减摩性和耐蚀性，其耐磨性不亚于锡基轴承合金，适用于高速高负荷条件下工作的轴承。铝基轴承合金主要缺点是线胀系数较大，运转过程中容易与轴咬死，而且硬度较高，容易擦伤轴颈，因此与铝基轴承合金配合的轴颈硬度应不低于 230HBS。

按添加元素，铝基轴承合金可分为铝锡、铝锑、铝铅、铝铜、铝镍、铝硅和铝 - 石墨轴承合金。本节仅介绍目前常用的铝锡、铝锑和铝 - 石墨轴承合金。

5.3.1　铝锡轴承合金

（1）铝锡轴承合金的牌号（代号）和化学成分

铝锡轴承合金是亚共晶合金，Sn 不固溶于 Al 中。其铸态组织是铝基上分布着网状共晶体（Al + Sn）（含 Sn 质量分数为 99.5%），铸造条件下，（Al + Sn）以离异共晶的形式存在，纯 Sn 以网状分布于 Al 的晶界上。因此，铝锡轴承合金是由硬基体铝和软质点锡所组成的。Sn 起润滑和减摩作用，并可改善抗咬合性、嵌藏性和顺应性等，减少轴瓦与轴颈的磨损。但随锡含量的增加，合金的力学性能降低，故常与钢背复合制成双金属结构。合金中加入少量铜或镍，铜可固溶于铝中，起固溶强化基体作用。但随铜含量增加，合金强度、硬度提高，而塑性降低。铜含量过大时合金的线胀系数会增大，铸造性能变坏，因此铜含量以合金不析出 $CuAl_2$ 相为宜。镍可提高合金的硬度、强度和热强性。为了改善铝锡轴承合金组织，提高其力学性能，可采取下列措施：①铸造时增加冷却速度。②采用轧制破坏合金中呈连续网状的锡组织，再经退火使锡球化。③在铝锡轴承合金中加入 Cu、Ni、RE 等，Cu 不但能提高耐磨性和抗擦伤能力，而且还能改善其显微组织；加 RE 可改善合金组织，提高合金的硬度、耐磨性、强度和热强性。合金中加硅也可提高合金的硬度和耐磨性，但加入量过大时会降低合金的力学性能，轴颈会遭到强烈磨损。镁固溶在铝基体里并形成 Mg_2Sn 相，也可提高合金的硬度和耐磨性。

铝锡轴承合金浇注、凝固过程中易产生密度偏析，铜或镍的加入可减小密度偏析倾向，快速冷却也能减小密度偏析倾向，因此制造铝锡合金整体轴承时，必须采用金属型铸造。

铝锡轴承合金按含锡量可分为两类：w（Sn）< 9%的低锡铝合金和 w（Sn）> 15%的高锡铝合金。其牌号（代号）和化学成分见表 2.3-95。GB/T 1174—1992 只列出了 ZAlSn6Cu1Ni1 一个牌号，表 2.3-95 中同时给出了几个铝锡轴承合金的行业代号。低锡铝合金的强度和疲劳强度较高，但减摩性和抗咬合性较差，而高锡铝合金的减摩性、嵌藏性和抗咬合性较高，强度和疲劳强度较低。为提高合金的顺应性、嵌藏性和抗咬合性，有时将锡的质量分数增加到 30% ~ 40%，使软质点锡起润滑作用，适于复杂恶劣工况。

表 2.3-95　铝锡轴承合金化学成分（质量分数）　%

合金牌号（代号）	Sn	Cu	Si	Ni	Mg
ZLSn1	6.0 ~ 9.0	2.0 ~ 3.0	0.5①	1.0 ~ 1.5	< 1
ZLSn2	6.5 ~ 7.0	1.0 ~ 1.5	2.0 ~ 2.5	0.5 ~ 1.0	—
ZLSn3	2.0 ~ 4.0	3.5 ~ 4.5	0.5①	—	1.0 ~ 2.0
ChAlSn20 - 1	17.5 ~ 22.5	0.8 ~ 1.2	0.7①	—	—
ZAlSn6Cu1Ni1	5.5 ~ 7.1	0.7 ~ 1.3	0.7①	0.7 ~ 1.3	—

合金牌号（代号）	Al	Fe	Mn	Zn	Pb	Ti
ZLSn1	余量	0.3①	0.5①	0.1①	0.1①	0.5①
ZLSn2	余量	0.4①	—	0.1①	0.1①	—
ZLSn3	余量	0.8①	0.5①	0.1①	0.1①	0.5①
ChAlSn20 - 1	余量	0.7①	0.7①	—	—	0.2①
ZAlSn6Cu1Ni1	余量	0.7①	0.1①	Fe + Si + Mn≤1.0		Ti0.2

① 为最大值。

（2）铝锡轴承合金的物理性能

铝锡轴承合金的物理性能见表 2.3-96。

表 2.3-96　铝锡轴承合金的物理性能

合金牌号（代号）	密度 ρ/g·cm^{-3}	线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}$ K^{-1}	热导率 λ/W·（m·K）$^{-1}$	凝固温度区间/℃
ZLSn1	2.88	23.2	180	210～635
ZLSn2	2.83	22.7	167	229～630
ChAlSn20－1	3.1	24	—	229～630
ZAlSn6Cu1Ni1	2.9	23.1	184	225～650

（3）铝锡轴承合金的力学性能　铝锡轴承合金的力学性能见表2.3-97。

表 2.3-97　铝锡轴承合金的力学性能

合金牌号（代号）	使用状态	抗拉强度 σ_b/MPa	双金属间的结合强度 σ_g/MPa	断后伸长率 δ_5/%	硬度 HBS
ZLSn1	J、T2	147①	—	10①	45①
ZLSn2	J、T2	147①	—	10①	45①
ZLSn3	J、T7	—	—	—	100①
ChAlSn20－1	连同钢板一起轧成双金属轴瓦材料	98～108	78.5～98	—	22～32
ZAlSn6Cu1Ni1	S J	110① 130①	— —	10① 15①	35② 40②

① 最小值。
② 参考值。

（4）铝锡轴承合金的主要特点和应用　铝锡轴承合金的主要特点和应用见表2.3-98。

表 2.3-98　铝锡轴承合金的主要特点和应用

合金牌号（代号）	主要特点	应　用
ZAlSn6Cu1Ni1	耐磨性超过锡基和铅基轴承合金，抗疲劳性和承载能力较高，密度较小，耐蚀性良好，受重载荷作用时，轴承工作表面的温度较低。但嵌入性和摩擦顺应性不如锡基和铅基轴承合金	制成有钢背的双金属轴瓦，可用于高速和重载轴承，如重载柴油机和压缩机曲轴轴承、齿轮箱和自动传动装置轴承。也可用于铸造一般机床的轴套
ZLSn1	主要性能同ZAlSn6Cu1Ni1相近，力学性能略高	同ZAlSn6Cu1Ni1
ZLSn2	和ZAlSn6Cu1Ni1相比，耐磨性和减摩性较好，其他性能相近	同ZAlSn6Cu1Ni1
ZLSn3	含锡量最低，价格低廉，强度较高，接近锡青铜的强度，耐磨性较好。主要缺点是嵌入性和摩擦顺应性较差，摩擦因数较大	适用于中速中载荷轴承，如切削机床，水泵、鼓风机等机械设备的一般轴套和轴瓦
ChAlSn20－1	高的疲劳强度和承载能力，良好的耐热性、耐蚀性和导热性，摩擦顺应性和嵌入性较好，硬度较低，也适用于淬火的曲轴	同钢板（08钢）一起轧成双金属轴瓦板材，用于压强小于28 MPa、滑动线速度小于13 m/s条件下工作的各种轴承，如高速和大功率内燃机车、重载汽车和拖拉机柴油机轴承

5.3.2 铝锑轴承合金

（1）铝锑轴承合金的牌号、化学成分和组织

铝锑轴承合金是铝锑镁系合金。锑的质量分数为4%的Al-Sb合金室温组织是以（Al+β（AlSb））共晶体为基体，上面分布着针状初生β晶体。由于共晶体中几乎全是Al相，故合金组织实际上是在软的基体Al上分布着硬的质点β。添加少量镁能使针状β相变为片状或球状，提高合金的屈服强度和冲击韧度，改善耐磨性和塑性。

由于β相密度（4.2 g/cm³）和Al基体的密度（2.7 g/cm³）差别大，合金在凝固时易产生密度偏析，所以浇注前应将合金液搅拌均匀，浇注后应快速冷却以减小偏析。

铝锑轴承合金的牌号、化学成分见表2.3-99。

表 2.3-99　铝锑轴承合金的牌号和化学成分（质量分数）/%

合金牌号	Sb	Mg	Fe①	Si①	Cu①	Mn①	Zn①	Al	杂质总和
LSb5－0.6 （YB/T 699—1980）	3.5～5.5	0.3～0.7	0.75	0.5	0.1	0.2	0.1	余量	1.5

① 最大值。

（2）铝锑轴承合金的物理性能

铝锑轴承合金的物理性能见表 2.3-100。

表 2.3-100　铝锑轴承合金的物理性能

合金	液相线温度/℃	固相线温度/℃	密度 ρ /g·cm^{-3}	线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}$ K^{-1}
LSb5 - 0.6	750	657	2.8	24

（3）铝锑轴承合金的力学性能

铝锑轴承合金的力学性能见表 2.3-101。

表 2.3-101　铝锑轴承合金的力学性能

合金	硬度 HBS	冲击韧度 a_K/kJ·m^{-2}	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ_5/%
LSb5 - 0.6	28.6	490	72.6	31.4	24.4

（4）铝锑轴承合金的特点和应用

与锡基轴承合金相比，铝锑轴承合金具有较高的疲劳强度和耐蚀性，较好的耐磨性，工作寿命较长且价格较低。但其抗咬合性和摩擦顺应性比锡基轴承合金差、承载压力较小（< 19.6 MPa）、允许的滑动线速度较低（< 10 m/s）。常与低碳钢（常用 08 钢）轧制成双金属板材，适用于低速、中等载荷的轴承，如拖拉机柴油机轴承、内燃机发动机连杆轴瓦。

5.3.3　铝 - 石墨轴承合金

（1）铝 - 石墨轴承合金组织及特性

铝 - 石墨轴承合金是一种新型的金属基复合材料。铝 - 石墨轴承合金是在铝硅或铝铜合金基础上添加石墨粉而制成的，其组织是由原铝合金的金属基体和均匀分布的石墨颗粒所组成。由于包含在合金中的石墨微粒在足够高的压力下（> 0.28 MPa）发生变形，并在摩擦表面形成一层连续的润滑剂薄膜，因此铝 - 石墨轴承合金既保留了铝合金的铸造性能好，密度小，导热性好，强度、疲劳强度和高温硬度高的优点，又具有石墨的自润滑特性，能降低合金摩擦因数，从而克服了铝合金耐磨性、摩擦顺应性和减摩性差等缺点。因此，铝 - 石墨轴承合金也是比较理想的滑动轴承材料。这种材料在有润滑的条件下，摩擦因数与锡基轴承合金相近，在润滑条件很差甚至不加润滑剂的情况下（工作温度达 250℃），仍然具有良好的润滑和减摩特性，因而很适宜于制造在高温恶劣条件下长期运转的轴承、轴套或活塞等耐磨零件。

（2）物理性能

铝合金中加入石墨后其物理性能发生明显变化。随石墨含量增加，铝 - 石墨轴承合金的密度和线胀系数减小。如表 2.3-102 所示。

表 2.3-102　石墨含量对铝 - 石墨轴承合金物理性能的影响

石墨体积含量（体积分数）/%	0	5	10
密度 ρ/Mg·m^{-3}	2.68	2.63	2.54
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}$ K^{-1}	20	16	14

注：基体为 Al-Si11.8%-Mg0.5%合金。

（3）力学性能

随石墨含量的增加，合金的强度、硬度、塑性和冲击韧度等力学性能均有所下降。见表 2.3-103。

表 2.3-103　石墨含量对 Al-Si11.8%-Mg0.5%-石墨轴承合金力学性能的影响

石墨含量（体积分数）/%	抗拉强度 σ_b/MPa	抗压强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	冲击韧度 a_K/kJ·m^{-2}	伸长率 δ_5/%	硬度 HBS
0	170	660	68.65	4.2	70
5	150	350	49.04	3.9	64
10	120	300	29.40	3.0	59

（4）摩擦性能

石墨是一种固体润滑剂，使铝 - 石墨轴承合金具有一定的自润滑性，可使材料的摩擦因数明显减小，耐磨性明显提高。石墨含量对铝 - 石墨轴承合金摩擦因数的影响见表 2.3-104。

表 2.3-104　石墨含量对铝 - 石墨轴承合金摩擦因数的影响

石墨体积含量（体积分数）/%	油介质中的摩擦因数	水介质中的摩擦因数
0	0.040	0.333
5	0.008	0.175
10	0.01	0.025

注：基体为 Al-Si11%-Ni2.5%合金。试验条件：摩擦对偶为 45 钢，50HRC；在油和水中的载荷分别为 10 MPa 和2.5 MPa。

（5）铝 - 石墨轴承合金的熔铸

熔炼用的石墨粉有普通石墨粉和包覆石墨粉两大类。普通石墨粉一般为天然鳞片石墨粉，价格低廉，但由于石墨和铝液互相不润湿，而且石墨密度比铝小，易漂浮，很难在铝合金基体里均匀分布，且与基体结合力较差。包覆石墨粉是表面镀镍或镀铜的石墨粉，即在石墨颗粒表面包覆一层厚 5 ~ 10 μm 完整的镍层或铜层。包覆方法取决于所包覆的金属，一般包镍时采用非电解法，而包铜时则采用硫酸铜溶液置换法。包覆石墨粉与铝合金液能很好地润湿，如普通石墨粉和铝液的润湿角为 157°，而包覆镍层的石墨粉和铝液的润湿角仅为 57°，使石墨粒子与铝合金基体的结合良好。但其价格昂贵。

可采用多种方法将石墨粉加入铝合金液中，如惰性气体喷射法、钟罩压块法、超声振动法、半固态法等。为防止石墨漂浮、偏析，浇注后应快速冷却，所以生产轴瓦时不宜采用砂型铸造，一般应采用压铸、挤压铸造或离心铸造方法。压铸或挤压铸造既能保证石墨颗粒在铸件中均匀分布，又能消除疏松、针孔等缺陷。离心铸造能使石墨颗粒主要集中在铸件内表层，而不在外层，以此获得具有富石墨层（减摩层）和无石墨层（较高强度层）的双层结构轴瓦（见表 2.3-105）。

表 2.3-105　铝液中石墨的主要加入方法

方　法	工　艺　过　程
惰性气体喷入法	以惰性气体为载体，通过喷枪把处于悬浮状态的包覆石墨粉直接喷入铝液中。喷射时间一般为 10 min 左右。喷射温度为 680 ~ 730℃。喷射后要充分搅拌，然后浇注成形
压块法	将包覆石墨粉和铝粉按 2:1 质量比均匀混合并压成 ϕ20 × 15 mm 块料。用钟罩将块料压入铝液中，待块料熔化后取出钟罩。充分搅拌后立即浇注

续表 2.3-105

方　法	工　艺　过　程
超声波法	当铝液温度达到液相线温度以上 20 ~ 25℃时，向铝液中加入质量分数为 0.5% ~ 2.5% 的活性元素镁。然后用频率为 15 ~ 20 kHz 的超声波处理铝液，并分批加入普通石墨粉。石墨粉在超声波作用下不断地混入铝液里。当合金呈粥状后，再缓慢加热至 700 ~ 720℃，即可浇注
漩涡法	用涡轮搅拌器高速搅拌铝液，并迅速将石墨粉倒入漩涡中心。石墨粉的倾倒速度以保持漩涡不受影响为准。石墨加完后，继续搅拌 4 ~ 5 min，即可浇注
半固态法	当合金处于固液混合物状态时加入石墨粉。操作时首先熔化合金，经精炼处理后随炉降温，边冷却边搅拌。当合金冷却至液固两相区温度，而且固相量达到质量分数 40% ~ 60%时，停止降温反而开始升温，且边升温边搅拌，同时连续加入石墨粉，加入速度以浆料表面石墨粉不堆积为准。待升温到浇注温度即可浇注。此法可加入包覆石墨粉，也可加入普通石墨粉。石墨粉加入量可达合金质量的 20%

5.4　铜基轴承合金

常用的铜合金如锡青铜、铅青铜、铝青铜、硅黄铜、铝黄铜等铸造铜基合金均可用作铜基轴承合金。GB/T 1174—1992 给出了 2 种锡青铜 ZCuSn5Pb5Zn5 和 ZCuSn10P1、1 种铝青铜 ZCuAl10Fe3 以及 4 种铅青铜 ZCuPb10Sn10、ZCuPb15Sn8、ZCuPb20Sn5 和 ZCuPb30 等共 7 个牌号。与巴氏合金和铝基轴承合金相比，铜基轴承合金最突出之优点是其承载能力大。此外，铜铅合金的热导率高，力学性能受温度影响不显著，能在较高温度下工作，而巴氏合金的工作温度较低，在 100℃的温度时就有烧熔的危险。主要缺点是轴承的表面性能（如顺应性、嵌藏性等）较差；铜铅合金中的铅易受酸的腐蚀，耐腐蚀性较巴氏合金差。此外，铜铅合金易产生偏析。

锡青铜、铝青铜、锑青铜、硅黄铜、铝黄铜等合金可参阅本章铜合金部分，本节仅介绍较常用的铅青铜。

铜基轴承合金的牌号与化学成分见表 2.3-106。

表 2.3-106　铸造铜基轴承合金化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 1174—1992）　%

合金牌号	Sn	Pb	Cu	Zn	Al	Sb	Ni
ZCuSn5Pb5Zn5	4.0 ~ 6.0	4.0 ~ 6.0	余量	4.0 ~ 6.0	0.01	0.25	2.5
ZCuSn10P1	9.0 ~ 11.5	0.25	余量	0.05	0.01	0.05	0.10
ZCuPb10Sn10	9.0 ~ 11.0	8.0 ~ 11.0	余量	2.0	0.01	0.5	2.0
ZCuPb15Sn8	7.0 ~ 9.0	13.0 ~ 17.0	余量	2.0	0.01	0.5	2.0
ZCuPb20Sn5	4.0 ~ 6.0	18.0 ~ 23.0	余量	2.0	0.01	0.75	2.5
ZCuPb30	1.0	27.0 ~ 33.0	余量	—	0.01	0.2	—
ZCuAl10Fe3	0.3	0.2	余量	0.4	8.5 ~ 11.0	—	3.0
合金牌号	Mn	Si	Fe	Bi	As	P、S	其他元素总和
ZCuSn5Pb5Zn5	—	0.01	0.30	—	—	P0.05 S0.10	0.7
ZCuSn10P1	0.05	0.02	0.10	0.005	—	P0.5 ~ 1.0 S0.05	0.7
ZCuPb10Sn10	0.2	0.01	0.25	0.005	—	P0.05 S0.10	1.0
ZCuPb15Sn8	0.2	0.01	0.25	—	—	P0.10 S0.10	1.0
ZCuPb20Sn5	0.2	0.01	0.25	—	—	P0.10 S0.10	1.0
ZCuPb30	0.3	0.02	0.5	0.005	0.1	P0.08	1.0
ZCuAl10Fe3	1.0	0.20	2.0 ~ 4.0	—	—	—	1.0

5.4.1　铜基轴承合金的组织与元素的作用

GB/T 1174—1992 列出了常用的锡青铜、铝青铜及铅青铜等三种类型的铜基轴承合金。

锡青铜中，铜与锡能形成有限固溶体。其铸态显微组织一般由 α 相（锡溶于铜中的固溶体）和 δ 相（以金属间化合物 $Cu_{31}Sn_8$ 为基的固溶体）组成，α 相具有良好的塑性，作为轴承合金的软基体，δ 相硬而脆，作为轴承合金的硬质点。

铝青铜 ZCuAl10Fe3 的铸态显微组织一般由 α 相（铝溶于铜中的固溶体）、$(\alpha+\gamma_2)$ 和 Fe 组成（γ_2 是硬而脆的金属间

化合物），α 相作为轴承合金的软基体，γ_2 相作为轴承合金的硬质点。

铅青铜是以铅为主添元素的铜合金。铅不溶于固态铜中。其显微组织是硬的纯铜基体上分布着软的铅质点。铅在铜中分布的形状，对轴承性能起决定性作用。在我国目前生产条件下 ZCuPb30 轴承合金主要有以下三种类型金相组织。①网状组织：铅以断续或连续网络状分布，铜为破碎的枝晶，形成铅包围铜的组织。网状铅可供给连续的润滑，因而减摩性较好。但铅的强度很低，不能承受大的负荷。铅为网状分布时，由于将铜基体割裂为孤立的碎块，破坏了铜骨架的支撑作用，因而大大降低了合金的疲劳强度。同时由于铅呈连续网络状，当表面铅被腐蚀后将继续沿晶界深入发展，故耐腐蚀性较差。②点块状组织：铅以均匀的点或块状分布在连贯的铜基体上，形成铜包围铅的组织。连贯的铜形成坚固的骨架，因而合金具有较高的疲劳强度、耐蚀性，但减摩性不如网状组织。③树枝状组织：基体为较完整的树枝状的固溶体，铅为网状。树枝状组织的合金的疲劳强度及其他性能介于点块状和网状之间。

在轴承工作时这些软质点能很好地保持润滑油膜，降低摩擦因数，因此，铅青铜具有优良的减摩性，高的导热性和疲劳强度。工作温度可达 300～320℃，适用于高负荷、高速度的轴承。

铜基轴承合金常用的合金元素及其对合金组织和性能的影响见表 2.3-107。

表 2.3-107　元素对铜基轴承合金组织性能的影响

合金元素	含量（质量分数）/%	对轴承合金组织和性能的影响
Pb	4～33	在 Cu 中以游离铅的形式存在。增加合金的耐磨性、切削性和耐水压性；易产生密度偏析，局部聚集成粒块后，降低合金的耐磨性、强度和伸长率
Sn	4～10	固溶在 Cu 里，使 Cu 呈树枝晶析出，能防止 Pb 的偏析；有固溶强化作用，可提高合金强度、硬度和耐磨性。但加入量过大时，锡有使铅凝聚的作用，使 Pb 呈粗块，会降低合金强度，并使合金硬度增加，使合金的嵌藏性和顺应性下降
Zn	2～6	固溶于铜，可提高合金的强度和硬度，缩小凝固温度范围，改善流动性，减少分散缩孔，降低合金液中的气体含量，减少铸件中气孔缺陷。但在含锡量较高的铜铅合金中，过多的锌会增加合金的脆性
Ni	1～3	固溶于铜，能细化晶粒，减轻铅偏析；能提高合金的屈服强度、高温强度、耐磨以及耐蚀性。当镍的质量分数超过 2%时，合金的冲击韧度和耐磨性有所降低
S	0.05～0.25	S 和 Cu 能形成 Cu_2S，在合金凝固时形成骨架阻碍铅的聚集，硫的加入质量分数在 0.2～0.25%范围内时有良好的防止铅的偏析作用。在快速冷却条件下，Cu_2S 质点在合金凝固时成为若干结晶核心，且分布均匀。如冷却很慢时，Cu_2S 就会沿晶界凝聚成大块，由于 Cu_2S 性质硬而脆，便降低了合金冲击韧度和强度。当 w（S）＞0.3%时，则力学性能显著降低，切削加工性能恶化。如冷却速度很慢时，硫量应更低，其质量分数不宜超过 0.05% 由于 Cu_2S 质点均匀地分布在晶界上，当质点达一定数目时，便沿晶界连贯起来，而铅便以这些质点为结晶核心进行结晶，形成连续的网络状，所以加入 S 的铜铅合金的显镦组织是铅以网状分布，铜晶体呈短枝状
Mn	0.05～1.0	具有脱氧作用。能防止铜铅合金中铅的偏析，在铝青铜中能稳定 β（Cu_3Al）固溶体，提高强度、冲击韧度和耐蚀性
P	0.05～1.0	有很好的脱氧作用，适量磷可使铅分布较均匀，并能改善合金液的流动性。在固溶体中 P 的溶解度（质量分数）为 0.1%，w（P）＞0.1%时，形成（α＋Cu_3P）共晶，Cu_3P 硬而脆，增加硬度和耐磨性，但降低合金塑性和冲击韧度。磷过高还会促进偏析的产生
Al	≤0.01	适当的铝能显著提高铜铅合金的力学性能，如抗拉强度、冲击韧度和伸长率。但 Al 强烈促进 Pb 的偏析，并易形成氧化夹渣，降低合金液的流动性，影响铜铅合金的力学性能。铝青铜中的 w（Al）＝8.5%～11%可形成 β（Cu_3Al）固溶体，提高合金强度和塑性。所以在铜铅合金中其允许质量分数不超过 0.01%
Fe	0.1～0.5	铁是最常见的杂质。铁有限固溶于铜中，室温时最大溶解度（质量分数）为 0.2%，铁不溶于铅中。铁具有强化合金的作用，当 w（Fe）＞0.25%时会形成硬脆的富铁相 ε，提高了抗拉强度和硬度，但显著降低合金的耐磨性、塑性和冲击韧度。一般铁的质量分数应限制在 0.25%以下。铝青铜中铁的质量分数为 2%～4%时，可形成 Fe_3Al 相作为晶核，细化晶粒，提高合金的力学性能
Sb	≤0.75	会降低铜铅合金的冲击韧度和耐磨性，作为杂质应限制在 w（Sb）＜0.3%。但当 w（Sb）＞2%时，Sb 和 Cu 形成 Cu_2Sb，能阻碍铜铅合金中 Pb 的聚集，减轻 Pb 的偏析，使铅呈较均匀的点块状
As	≤0.1	使合金的强度和塑性降低，增加合金的热脆性

5.4.2 铜基轴承合金的性能

1）物理性能 铜基轴承合金的物理性能见表2.3-108。

2）力学性能 铜基轴承合金的力学性能见表2.3-109。

3）工艺性能 铜基轴承合金 ZCuSn5Pb5Zn5、ZCuSn10P1 以及 ZCuAl10Fe3 合金的工艺性能可参阅第3章2.2及2.3节中铸造锡青铜、铸造铝青铜的相关内容，本节主要简介铜铅轴承合金的铸造工艺性能。

表 2.3-108 铜基轴承合金的物理性能

合金牌号	密度 ρ /g·cm^{-3}	线胀系数α_l /10^{-6} K^{-1}	热导率 λ（15℃）/W（m·K）$^{-1}$	比热容 c /J·(kg·K)$^{-1}$	电导率 γ /%IACS		电阻率 ρ /$\mu\Omega$·m		摩擦因数 μ	
					15℃	200℃	15℃	200℃	有润滑	无润滑
ZCuSn5Pb5Zn5	8.7	19.1	71	377	15	15	0.113	0.133	0.190	0.16
ZCuSn10P1	8.7	18.5	50	396	—	—	—	—	0.008	0.10
ZCuPbl0Sn10	8.9	18	47	—	10	9	0.17	0.19	0.004 5	0.18
ZCuPb15Sn8	9.1	17.1	47	—	11	10	0.16	0.17	—	—
ZCuPb20Sn5	9.4	18.0	59	—	14	10	0.11	0.13	0.004	0.14
ZCuPb30	9.5	18.5	142.4	—	—	—	—	—	0.008	0.18
ZCuAl10Fe3	7.5	18.1	59	—	—	—	—	—	—	—

表 2.3-109 铸造铜基轴承合金的典型室温力学性能

合金牌号	铸造方法	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ_5/%	硬度		弹性模量 E/GPa
					HBS	HBW	
ZCuSn5Pb5Zn5	S	227 ~ 270	100 ~ 130	13 ~ 30	—	650 ~ 735	—
	J	200 ~ 280	110 ~ 140	6 ~ 15	—	780 ~ 930	—
	Li	220 ~ 310	110 ~ 140	8 ~ 30	—	780 ~ 930	—
	La	270 ~ 340	100 ~ 140	13 ~ 35	—	735 ~ 880	—
ZCuSn10P1	S	196 ~ 275	124 ~ 237	3 ~ 20	—	785 ~ 980	—
	J	250 ~ 300	157 ~ 245	6	—	1 080 ~ 1 175	—
	La	355	150	18	—	930	—
ZCuPb10Sn10	S	190 ~ 270	80 ~ 130	7 ~ 12	65 ~ 85	—	—
	J	220 ~ 280	140 ~ 200	5 ~ 7	80 ~ 90	—	75 ~ 83
	Li、La	280 ~ 390	160 ~ 220	6 ~ 10	80 ~ 90	—	—
ZCuPb15Sn8	S	170 ~ 230	80 ~ 110	5 ~ 8	60 ~ 70	—	—
	J	200 ~ 270	130 ~ 160	6 ~ 7	70 ~ 90	—	75 ~ 80
	Li、La	230	130 ~ 160	9 ~ 10	70 ~ 90	—	—
ZCuPb20Sn5	S	160 ~ 190	70 ~ 100	6 ~ 10	45 ~ 65	—	—
	J	170 ~ 230	80 ~ 100	7 ~ 12	55 ~ 70	—	74 ~ 78
	Li、La	190 ~ 270	80 ~ 110	7 ~ 15	55 ~ 70	—	—
ZCuPb30	J	75	47	5.0	28	—	77
ZCuAl10Fe3	S	—	206	35	—	1 225	—

铜铅轴承合金的主要问题是在铸造凝固过程中容易产生密度偏析。因为铜和铅的熔点和密度都相差很多，先结晶出来的铜熔点高（1 083℃），密度小（8.93 g/cm^3），易上浮，后结晶的铅熔点低（327℃），密度大（11.34 g/cm^3），易下沉。为了防止密度偏析，浇注前应仔细搅拌，浇注后应进行快速冷却，通常将冷水喷射到刚浇注好的铜铅合金轴瓦的钢背上进行快速冷却。此外也可加入少量能增加铅在液态铜中溶解度的元素，如银、铝、镍、硫、砷等，减轻合金的密度偏析。铜铅合金的铸造工艺性能见表2.3-110。

表 2.3-110 铸造铜铅合金的铸造性能

合金牌号	流动性（螺旋线长度）/mm	线收缩率/%	液相线温度/℃	熔化温度/℃	浇注温度/℃
ZCuPb10Sn10	—	1.6	925	1 100 ~ 1 150	1 000 ~ 1 100
ZCuPb15Sn8	450	1.4	930	1 100 ~ 1 150	1 000 ~ 1 100
ZCuPb20Sn5	450	1.5	940	1 100 ~ 1 200	1 000 ~ 1 100
ZCuPb30	350	1.6	950	1 150 ~ 1 200	1 030 ~ 1 060

5.4.3 铜基轴承合金的特点与应用

铸造铜基轴承合金的特点和应用见表2.3-111。

表 2.3-111　铸造铜基轴承合金的特点和应用

合金牌号	一般制造方法	特　　性	一 般 用 途
ZCuSn5Pb5Zn5	浇注或烧结在钢背上或金属型浇注	较高的硬度、耐磨性和耐腐蚀性，高的抗冲击和耐高温能力，较差的抗擦伤能力，相匹配轴颈的硬度一般不低于 250HBS	一般用途的轴承材料。适用于低速、中载条件下工件的轴承、止推垫圈，如汽车发动机、起重机、电动机、压缩机、变速箱等轴套及活塞销
ZCuSn10P1	浇注在钢背上或金属型浇注	高的硬度和耐腐蚀性，耐磨性好	适于中到重载、高速、高温及冲击载荷工况条件下工作的轴承，轴颈要淬硬（一般不低于 300 HBS）。要求良好的润滑和装配。如汽轮机、电动机、离心机等的轴承
ZCuPb10Sn10	浇注或烧结在钢背（带）上，或金属型浇注	高的疲劳强度和承载能力，高的硬度、耐磨性和耐腐蚀性。增加含锡量可提高合金的硬度和耐磨性，增加含铅量可改善顺应性和间歇润滑的能力。与淬硬轴匹配，轴颈的硬度一般不低于 250HBS	适于中载、中速到高速以及摆动或旋转运动引起的很大的冲击载荷的轴承。如汽车、发动机、机床用轴承，内燃机活塞销、汽车转向器和差速器用轴套、止推垫圈等
ZCuPb15Sn8	浇注或烧结在钢背（带）上，或金属型浇注	高的疲劳强度和承载能力，较高的硬度、耐磨性和耐腐蚀。增加锡含量可提高合金的硬度与耐磨性，增加铅含量可改善顺应性和间歇润滑的能力。可用水润滑。相匹配轴颈的硬度一般不低于 200HBS	适于中载、中速到高速的单层、双层金属轴承、轴套和单层金属止推垫圈，冷轧机用轴承
ZCuPb20Sn5	浇注或烧结在钢背（带）上	较高的承载能力和疲劳强度，较高的含铅量，可改善合金在高速下的表面性能，耐腐蚀性却略有下降；增加锡含量可提高合金硬度和耐磨性。可用水润滑。相匹配轴颈的硬度一般不低于 150HBS	适于中载、中到高速，以及因摆动或旋转运动引起有中等冲击载荷的轴承。一般用于汽车的变速箱、农机具和内燃机转臂轴上的轴套
ZCuPb30	浇注或烧结在钢背（带）上	很小的摩擦因数和很高的耐磨性，疲劳强度也很高，在冲击载荷下不易开裂，导热能力较好。但铸造性能差，容易产生密度偏析，无表面镀层时耐蚀性较差	适于高速、变动与冲击载荷的重载条件下工作的轴承，如航空发动机、拖拉机发动机的曲轴轴承、连杆轴承及凸轮轴轴承
ZCuAl10Fe3	金属型浇注	属于硬轴承合金。耐磨性高，耐腐蚀性较好，嵌藏性差	适于制造作滑动运动的结构元件以及在海洋等腐蚀性环境中工作的轴承，高载荷轴套。但轴颈必须硬化

5.4.4　铜基轴承合金的熔炼与浇注

铜基轴承合金多制成双金属轴瓦使用。即将铜基轴承合金浇注在钢背上作为双金属轴瓦来使用，用钢背来增强轴瓦的强度。钢壳材料一般采用 08 钢、10 钢或 15 钢等优质低碳钢的无缝钢管或板材。双金属轴承的熔铸过程包括钢背的清洗和涂挂硼砂、合金的熔炼和浇注等。

（1）钢背的清洗和涂挂硼砂

1）钢背的清洗　钢背清洗的目的是除去钢背表面的油污和锈蚀。钢背表面如有毛刺、焊豆等，也应除去。铜基轴承合金轴瓦用钢背的清洗工艺与锡基和铅基轴承合金的清洗工艺相同。

2）涂挂硼砂　在钢背内表面涂挂一层硼砂保护层，以防止钢背内表面再次氧化，同时硼砂促进钢背和铜基轴承合金之间的相互扩散，使钢背和铜基轴承合金粘合牢固。

常用的涂挂硼砂的方法有浸入法和涂刷法。

浸入法：首先将硼砂放在坩埚炉内熔化，温度控制在 980 ~ 1 000℃，然后把经过清洗并预热到 750 ~ 800℃钢背浸入到硼砂中 10 ~ 30 s 后取出即可。钢背浸入硼砂的时间与钢背的壁厚成正比，钢背的壁厚越厚，浸入硼砂的时间应越长。

涂刷法：用毛刷在钢背洁净的内表面涂刷一层厚度 0.1 ~ 0.15 mm、温度 80 ~ 90℃、质量分数为 3% ~ 4% 的硼砂水溶液，然后于高温炉内在还原性气氛下加热到 900℃。

（2）熔炼

铜基轴承合金的熔炼设备和熔炼工艺与铜合金的相关内容相同，可参阅本章第 2 节铜合金熔炼部分有关锡青铜、铝青铜和铅青铜的熔炼的内容。

（3）浇注

铜基轴承合金的浇注方法主要有离心铸造和重力浇注两种。这两种方法的浇注过程、特点及应用与锡基和铅基轴承合金的浇注方法基本相同。

采用重力浇注工艺，在装配铸型时严禁用手接触钢背的内孔和铁模的外表面，不得碰伤钢背内孔和铁模的外表面的硼砂层；铸型应在电炉内加热到温度为 1 000 ~ 1 100℃方可浇注；铸型加热后应立即浇注，浇注时不得断流，一般应在 5 ~ 10 s 内浇完；合金浇完后 4 ~ 6 s 内立即喷水冷却，喷水 5 ~ 6 min，到温度较低，手能够触摸钢背外表面时即可停止喷水。

采用离心浇注工艺时，钢背自高温硼砂炉中取出后应立即装入离心机，时间不超过 10 s，钢背被卡紧后，开动离心机进行浇注，一般在 5 s 内浇完；在浇注过程中要随时撇渣并经常搅拌；对于铜铅轴承合金，要严格控制离心机速度，

因为在一般情况下转速越高，径向铅偏析越大，因此，在保证足够冷却速度的前提下，尽可能降低离心机的转速；合金液浇入后让钢背空冷旋转 10～20 s，然后开始大量喷水进行快速冷却，合金液浇入后空冷，有利于合金液中非金属夹杂物的排除，故空冷时间不宜过短；另外喷水冷却时，应保证合金液均匀冷却，冷却速度一般控制在 30～60℃/s，待钢背温度冷却至 40～60℃左右时停止喷水。

6　铸造钛合金及其熔炼

钛在化学元素周期表中属于第四副族，其电子结构为 $1s^22s^22p^63s^23p^63d^24s^2$，在地壳中的质量分数为 0.60%，在所有元素中钛的储藏量占第九位，在金属中居第七位，位于常用结构金属的第四位，仅次于铝、铁、镁。我国钛的储量约占世界储量的 1/4。由于钛的活性高，分离提取较为困难，直到 20 世纪 50 年代才开始成为具有工业意义的金属结构材料。由于钛及其合金的密度小、比强度高、韧性好、无磁性、线胀系数低并具有优异的耐腐蚀性能和生物相溶性好，使钛及其钛合金越来越广泛地应用于航空航天、石油化工、生物医疗、运动器械、建筑装潢等各领域。

由于钛及其合金的冶炼和热加工难度较大，使之制造成形成本较高，在一定程度上影响了它的推广应用。铸造成形是降低用钛成本的有效途径之一。随着铸造钛合金材料及铸造工艺的研究和熔炼设备与方法的不断更新，钛合金铸件的生产有了快速发展。钛铸件质量已达 700 kg，精密铸件尺寸达到 1 500 mm，精密钛铸件的质量达到了钢铸件的水平。

6.1　铸造钛合金牌号及其性能

铸造钛合金在退火状态下一般按相组成分为 α、α+β、β 三种类型。铸造钛合金具有较好的抗拉强度和断裂韧度，持久强度和蠕变强度接近变形合金，因组织较为粗大，其塑性比变形合金约低 40%，退火状态下疲劳强度低于变形合金。对于重要结构件，采用热等静压处理技术后可改善塑性，疲劳强度明显提高。

6.1.1　铸造钛合金牌号（见表 2.3-112）

6.1.2　铸造钛合金化学成分（见表 2.3-113）

6.1.3　合金物理和化学性能

1）物理性能　铸造钛及其合金均无磁性。在 1592 A/m 磁场强度下的磁导率 $\mu = 1.000\ 5$ H/m。各种铸造钛合金的物理性能见表 2.3-114。

钛在 500℃以下的空气介质中加热时，首先形成一层厚度为几十纳米的致密氧化膜，能阻止氧向金属内部扩散，具有保护作用，阻止合金进一步氧化。因此，钛在 500℃以下的空气中是稳定的。随着温度的升高，生成的氧化膜开始在合金内部溶解，氧开始向内部晶格扩散。在 700℃以上时，氧向内部的扩散加速，在高温下，表面氧化膜完全失去保护作用。氧含量增加使合金变脆。钛在不同温度下加热所生成的氧化膜的厚度和颜色见表 2.3-115 和表 2.3-116 所示。

表 2.3-112　国内外铸造钛合金的牌号和代号

类型	名义成分（质量分数）/%	中国		美国	俄罗斯	德国	日本
		合金牌号	合金代号				
α合金	纯钛	ZTi1 ZTi2 ZTi3	ZTA1 ZTA2 ZTA3	C2 C3	BT1Л	G-Ti2 G-Ti3 G-Ti4	KS50-C KS50-LFC KS70-LFC
	Ti-0.2Pd	— —	— —	Ti-Pd7B Ti-Pd8A Ti-Pd16	— —	GTi-2Pd GTi-3Pd GTi-4Pd	— —
	Ti-5Al	ZTiAl5	ZTA5	—	BT5Л	—	—
	Ti-5Al-2.5Sn	ZTiAl5Sn2.5	ZTA7	C-5	—	G-TiAl5Sn2.2	KS115AS-C
近α合金	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	—	ZTC6	Ti6242	—	GTiAl6Sn2Zr4Mo2	—
	Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V	—	ZTA15	—	BT20Л	—	—
	Ti-6Al-5Zr-0.7Mo-1V-0.3Cr-0.2Sn	—	—	—	BT21Л	—	—
α+β合金	Ti-6Al-4V	ZTiAl6V4	ZTC4	C-5	BT6л	G-TiAl6V4	KS130AV-C
	Ti-6Al-6V-2Sn	—	—	Ti662	—	—	—
	Ti-4Al-3Mo-1V	—	—	—	BT14Л	—	—
	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	—	—	Ti6246	—	—	—
	Ti-5Al-2.5Fe	—	—	—	—	GTiAl5Fe2.5	—
	Ti-6Al-4.5Sn-2Nb-1.5Mo	ZTiAl6Sn4.5Nb2Mo1.5	ZTC21	—	—	—	—
	Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.5Si	—	—	—	—	G-TiAl6Zr5Mo0.5Si0.5	—
β合金	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	—	—	Ti-15-3	—	G-Ti15Cr3Al3Sn	—
	Ti-15Mo-5Zr	—	—	—	—	—	KS130MZ-C
	Ti-32Mo	ZTiMo32	ZTB32	—	—	—	—

表 2.3-113　国内外铸造钛合金化学成分（质量分数）　%

类型	牌号/代号	合金元素							杂质限量 ≤							
		Al	Mo	Sn	V	Zr	Si	Pd	Fe	Si	C	N	H	O	其他 单个	其他 总量
α合金	C－2	—	—	—	—	—	—	—	0.20	—	0.10	0.05	0.015	0.40	0.10	0.40
	C－3	—	—	—	—	—	—	—	0.25	—	0.10	0.05	0.015	0.40	0.10	0.40
	ZTA1	—	—	—	—	—	—	—	0.25	0.10	0.10	0.03	0.015	0.25	0.10	0.40
	ZTA2	—	—	—	—	—	—	—	0.30	0.15	0.10	0.05	0.015	0.35	0.10	0.40
	ZTA3	—	—	—	—	—	—	—	0.40	0.15	0.10	0.05	0.015	0.40	0.10	0.40
	Ti－Pd7B	—	—	—	—	—	—	≥0.12	0.20	—	0.10	0.05	0.015	0.40	0.10	0.40
	Ti－Pd7A	—	—	—	—	—	—	≥0.12	0.25	—	0.10	0.05	0.015	0.40	0.10	0.40
	Ti－Pd16	—	—	—	—	—	—	0.04～0.08	0.30	—	0.10	0.03	0.015 0	0.18	0.10	0.40
	Ti－Pd17	—	—	—	—	—	—	0.04～0.08	0.20	—	0.10	0.03	0.015 0	0.25	0.10	0.40
	Ti－Pd18	—	—	—	—	—	—	0.04～0.08	0.25	—	0.10	0.05	0.015 0	0.15	0.10	0.40
	ZTA5	3.3～4.7	—	—	—	—	—	—	0.30	0.15	0.10	0.04	0.015	0.20	0.10	0.40
	ZTA7	4.0～6.0	—	2.0～3.0	—	—	—	—	0.50	0.15	0.10	0.05	0.015	0.20	0.10	0.40
	BT5Л	4.1～6.2	—	—	—	—	—	—	0.30	0.20	0.18	0.05	0.01	0.21	—	0.30
近α合金	G－TiA6Sn2Zr4Mo2Si	5.5～6.5	1.8～2.2	—	—	3.6～4.4	0.06～0.12	—	0.25	0.12	0.10	0.05	0.015	0.20	—	—
	ZTA15	5.5～6.8	0.5～2.0	—	—	—	—	—	0.30	0.15	0.15	0.05	0.01	0.16	—	0.30
	Ti－6242	5.5～6.5	1.5～2.2	1.5～2.2	—	3.6～4.4	—	—	0.25	—	0.05	—	—	0.20	0.10	0.40
	ZTC6	5.75～6.5	1.75～2.25	1.75～2.25	—	3.5～4.5	—	—	0.12	0.13	0.10	0.05	0.012 5	0.15	0.015	0.30
α＋β合金	RT6Л	5.4～6.8	—	—	3.5～5.3	—	—	—	—	—	0.12	0.05	0.01	0.16	—	—
	ZTC4	5.5～6.8	—	—	3.5～4.5	—	—	—	0.40	0.15	0.10	0.05	0.015	0.25	0.10	0.40
	C－5	5.5～6.75	—	—	3.5～4.5	—	—	—	0.40	—	0.10	0.05	0.015	0.25	0.10	0.40
	ZTC21	5.5～6.5	1.0～2.0	4.0～5.0	—	—	—	Nb 1.5～2.0	0.30	0.15	0.10	0.05	0.015	0.20	0.10	0.40
	BT3－1Л	5.3～7.0	2.0～3.0	—	—	≤0.5	0.15～0.4	Cr 0.8～2.3	0.2～0.7	—	0.15	0.05	0.015	0.18	—	0.30
	BT9л	5.6～7.0	2.8～3.8	—	—	0.8～0.2	0.2～0.35	—	0.30	—	0.15	0.05	0.015	0.15	—	0.03
	BT14л	4.3～6.3	2.5～3.8	—	0.9～1.9	≤0.3	—	—	0.60	0.15	0.12	0.05	0.015	0.15	—	0.30
	G－TiAl6V4	5.5～6.75	3.5～4.5	—	—	—	—	—	0.40	—	0.10	0.05	0.015	0.25	—	0.40
	G－TiAl5Fe2.5	4.5～5.5	—	—	—	—	—	Fe ≤3.0	—	—	0.10	0.05	0.015	0.30	—	0.40
	G－TiAl6Zr5Mo0.5Si	5.7～6.3	0.25～0.75	—	—	—	0.25～0.75	—	0.20	—	0.10	0.05	0.015	0.30	—	0.40
β合金	ZTB32	—	30.0～34.0	—	—	—	—	—	0.30	0.15	0.10	0.05	0.015	0.15	0.10	0.40
	Ti－5－3	2.5～3.5	—	2.5～3.5	14.0～16.0	—	—	Cr 2.5～3.5	0.25		0.05	0.05	0.015	0.13	0.10	0.40

表 2.3-114 铸造钛合金物理性能

物理性能	温度/℃	α合金					近α合金		α+β合金						β合金
		ZTA1	ZTA2	ZTA3	ZTA7	ZTA15	ZTC6	BT20Л	ZTC3	ZTC4	ZTC5	BT31Л	BT9Л	BT14Л	ZTB32
密度 ρ /g·cm^{-3}	20	4.505	4.505	4.505	4.42	4.46	4.45	44.5	4.60	4.40	4.43	4.43	4.49	4.50	5.69
熔化温度/℃	—	1 640 ~ 1 671	1 640 ~ 1 671	1 640 ~ 1 671	1540 ~ 1 650	1 560 ~ 1 620	1 588 ~ 1 698	—	≈1 700	1 560 ~ 1 620	1 540 ~ 1 580	1 560 ~ 1 600	1 560 ~ 1 620	1 590 ~ 1 650	—
相变温度/℃					1 040 ~ 1 090	975 ~ 1 005	975 ~ 1 005		970 ~ 990	975 ~ 1 005	930 ~ 950				
电阻率 ρ/μΩ·m	20	0.47	0.47	0.47	1.38	1.74	—	1.63	1.61	1.60	1.71	1.69	1.69	1.61	1.00
比热容 c /J·(kg·K)$^{-1}$	20	527	527	527	503	527	—	—	—	—	699	—	—	—	—
	100	544	544	544	545	542	—	548	507	—	733	565	544	501	—
	200	621	621	621	566	565	—	586		557	766	—	—	—	—
	300	669	669	669	587	583	—	632	540	574	796	—	—	—	—
	400	711	711	711	628	607	—	670		590	816	691	668	623	—
	500	753	753	753	670	627	—	712	586	607	841	—	—	—	—
	600	837	837	837	—	646	—	758	—	628	862	795	—	—	—
线胀系数 α_l /10^{-6} K^{-1}	20 ~ 100	8.90	8.00	8.00	8.50	9.88	—	8.90	9.10	8.90	7.38	9.50	7.60	7.80	11.20
	20 ~ 200	8.60	8.60	8.60	8.80	10.12	—	—	9.40	9.30	8.50	—	—	—	13.30
	20 ~ 300	9.10	9.10	9.10	9.10	10.40	—	—	9.40	9.50	8.70	—	—	—	14.30
	20 ~ 400	9.30	9.30	9.30	9.30	10.55	—	—	9.50	9.50	9.20	—	—	—	15.30
	20 ~ 500	9.40	9.40	9.40	9.50	10.57	—	—	9.60	—	—	10.30	9.60	8.70	15.20
	20 ~ 600	9.80	9.80	9.80	9.60	10.56	—	—	9.70	—	—	—	—	—	15.30
	20 ~ 700	10.20	10.20	10.20		10.65	—	—	9.90	—	—	—	—	—	15.70
	20 ~ 800	—	—	—	—	10.7	—	—	10.10	—	—	—	10.5	—	16.20
	20 ~ 900	—	—	—	—	10.66	—	—	10.50	—	—	—	—	—	16.70
	20 ~ 1 000	—	—	—	—	10.59	—	—	10.80	—	—	—	—	—	17.30
热导率 λ /W·(m·K)$^{-1}$	20	16.3	16.3	16.3	8.8	6.0	—	—	—	—	8.37	8.0	7.1	8.7	—
	100	16.3	16.3	16.3	9.6	6.7	—	8.8	8.4	8.8	9.46	8.8	8.4	9.5	—
	200	16.3	16.3	16.3	10.9	7.7	—	10.1	9.6	10.5	11.4	10.1	9.6	10.8	—
	300	16.7	16.7	16.7	12.2	8.6	—	10.9	10.9	11.3	12.73	11.3	11.3	12.1	—
	400	17.1	17.1	17.1	13.4	9.7	—	12.1	12.6	12.1	14.19	12.6	12.6	13.4	—
	500	18	18	18	14.7	10.9	—	13.8	14.2	13.4	15.53	14.2	14.6	14.3	—
	600	—	—	—	15.9	12.1	—	15.1	15.9	14.7	17.38	15.5	16.3	16.0	—

表 2.3-115　不同温度下钛的氧化膜厚度

温度/℃	320~540	650	700	760
厚度/mm	极薄	0.005	0.008	0.025

表 2.3-116　不同温度下钛的氧化膜颜色

温度/℃	200	300	400	500	600	700~800	800~900
颜色	银白色	淡黄色	金黄色	蓝色	紫色	红灰色	灰色

合金元素钼、钨和锡能降低钛的氧化速度。

合金的热处理状态对表面氧化也有影响。热处理强化状态的合金比退火状态的氧化更加严重。

钛合金应避免在低温下与液态或气态氧接触。若新生表面与氧接触，尤其是受到冲击时，会发生强烈的氧化反应。

2）耐腐蚀性能　钛及其合金对大部分化学介质都有极好的耐腐蚀性能。但四种无机酸（氢氟酸、盐酸、硫酸和正磷酸）、四种热浓有机酸［草酸、甲酸、三氯（代）乙酸］以及腐蚀性极强的氯化铝都有严重的腐蚀作用。在这些介质中，除氢氟酸外，加入氧化剂如硝酸，可降低其腐蚀程度，甚至不起腐蚀作用。工业纯钛在有机酸、无机酸、有机化合物、碱溶液和盐溶液中的腐蚀性见表 2.3-117。有些无水化学试剂如甲醇和四氯化氮对钛的应力腐蚀断裂十分敏感，但加入微量的水后可抑制其反应。然而在 N_2O_4 中有质量分数 0.4%~0.8%的 NO 和在发烟硝酸中含有质量分数低于 1.5%的水和质量分数为 10%~20%的 NO_2 时，NO 能使金属产生裂纹并发生剧烈反应。

干燥的氯化钠在高温下对钛及其合金的应力腐蚀比较敏感。在温度高于 230℃时清洗钛铸件，应使用不含氯的清洗剂。

ZTA7 合金对热盐应力腐蚀比较敏感。在人造海水环境中，于 316℃和 207 MPa 应力下暴晒 100 h 就能产生应力腐蚀。

β型合金（如 ZTB32 合金）在高温下可耐各种腐蚀介质如硫酸、盐酸和蚁酸的腐蚀。但在 500℃以上加热时氧化非常剧烈。

美国、俄罗斯、德国、日本等把含微量钯的钛合金当作耐腐蚀合金应用，制造化工行业耐酸介质的结构件和转动件。钛-钯铸造合金耐腐蚀速率列于表 2.3-118。

3）电化学腐蚀　在与大多数金属构成的原电池系统中，钛及其合金的电位属于高价电位，因此，当其他金属或合金与钛铸件接触时首先被腐蚀。

4）氢脆　钛铸件极易从酸洗液、腐蚀液和加热时的高温气氛中吸收氢，从而产生氢脆。当钛铸件中的氢含量达到一定量后将大大提高缺口敏感性，从而急剧降低材质的缺口冲击韧度等力学性能。钛铸件的氢质量分数一般应低于 0.015%。由于钛的吸氢过程是可逆的，当氢含量较高时，可通过高真空退火处理，使氢析出，降低铸件中的氢含量。

表 2.3-117　工业纯钛在不同溶液中的耐蚀性

介　质	溶液浓度（质量分数）/%	温度/℃	腐蚀速率 /mm·a⁻¹	耐蚀等级①
氢氧化钾	10	沸腾	<0.127	优
	25	沸腾	0.305	良
	50	30	0.000	优
		沸腾	2.743	差
氢氧化铵	28	20	0.002 5	优
碳酸钠	20	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
氨（w（NaOH）=2%）	—	20	0.070 8	优
氯化铁	40	20	0.000	优
		95	0.002	优
氯化亚铁	30	20	0.000	优
		沸腾	<0.127	优
氯化亚铝	10	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
氯化亚铜	50	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
氯化铵	10	20	<0.127	优
		沸腾	0.000	优
氯化钙	10	20	<0.127	优
		沸腾	0.000	优
氯化铝	25	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
氯化镁	10	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
氯化镍	5~10	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
氯化钡	20	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
硫酸铜	20	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
硫酸铵	20℃饱和	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
硫酸钠		20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
硫酸亚铝		20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
硫酸亚铜	10	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
	30	20	<0.127	优
		沸腾	<0.127	优
硝酸银	11	20	<0.127	优

① 优为腐蚀速率小于 0.127 mm/a；良为腐蚀速率 0.127~1.27 mm/a；差为腐蚀速率大于 1.27 mm/a。

6.1.4　力学性能

（1）室温力学性能

国内外技术标准规定的铸造钛合金室温力学性能见表

2.3-119。

几种合金的典型室温力学性能见表 2.3-120。

ZTC4 合金应力－应变曲线见图 2.3-64。

氧含量对 ZTC4 合金室温力学性能的影响见图 2.3-65。

ZTC4 和 ZTC3 合金无应力和加应力时热暴露后的室温力学性能见表 2.3-121。室温缺口抗拉强度和敏感系数见表 2.3-122。

(2) 高温力学性能

几种常用铸造钛合金的高温力学性能见表 2.3-123。

(3) 高温持久和蠕变性能

几种常用铸造钛合金的高温持久和蠕变性能见表 2.3-124。

ZTC4 合金应力－蠕变变形曲线见图 2.3-66。

表 2.3-118　钛－钯合金的腐蚀速率

介　质	溶液浓度（质量分数）/%	温度/℃	腐蚀速率 $/mm \cdot a^{-1}$
氯化铝	10	100	<0.002 5
	25	100	0.025
氯化钙	62	154	无
	73	177	无
氯气，湿的	—	室温	轻微腐蚀
氯气，水饱和	—	室温	<0.025
铬酸	10	沸腾	轻微腐蚀
铬化铁	30	沸腾	轻微腐蚀
甲酸	50	沸腾	0.076
盐酸，H_2 饱和	1－15	室温	<0.025
	20	室温	0.102
	25	室温	0.279
	1	70	0.076
	5	70	0.076
	10	70	0.178
	15	70	0.330
	20	70	1.55
	25	70	4.29
	3	190	0.025
	5	190	0.102
	10	190	8.89
	15	190	41.1
盐酸，空气饱和	1 或 5	70	<0.025
	10	70	0.050
	15	70	0.152
	20	70	0.660
	25	70	1.98
盐酸，O_2 饱和	3	190	0.127
	5	190	0.127
	10	190	9.34
盐酸，Cl_2 饱和	3 或 5	190	<0.025
	10	190	29.0

续表 2.3-118

介　质	溶液浓度（质量分数）/%	温度/℃	腐蚀速率 $/mm \cdot a^{-1}$
盐酸	5	沸腾	0.178
	10	沸腾	0.813
	15	沸腾	6.78
	20	沸腾	19.6
盐酸＋5 g/L $FeCl_3$	10	沸腾	0.279
盐酸＋16 g/L $FeCl_3$	10	沸腾	0.076
盐酸＋16 g/L $FeCl_3$	10	沸腾	0.076
	20	沸腾	2.87
盐酸＋16 g/L $CuCl_3$	10	沸腾	0.127
	20	沸腾	3.17
硝酸	30	190	2.39
	30	250	轻微腐蚀
	65	沸腾	0.66
	65	190	轻微腐蚀
	65	250	轻微腐蚀
硝酸，原色	60	沸腾	0.394
磷酸	10	沸腾	0.147
氯化钠，海水	—	93	0.000

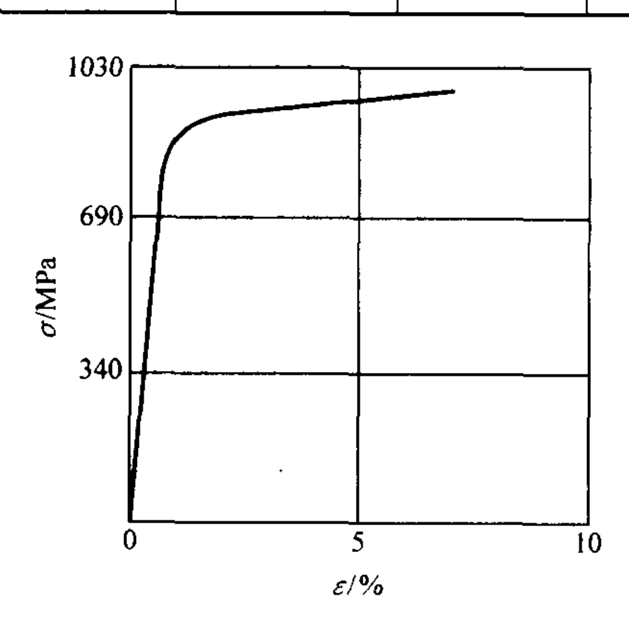


图 2.3-64　ZTC4 合金应力－应变曲线

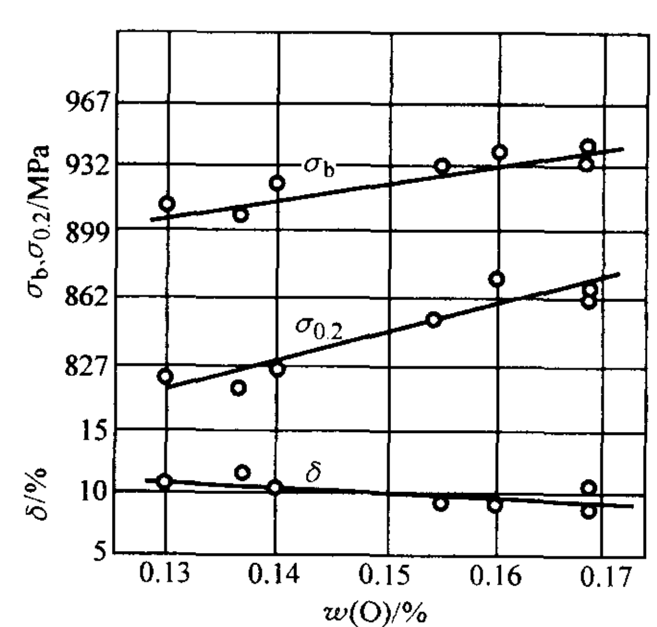


图 2.3-65　氧含量对 ZTC4 合金室温力学性能的影响

(4) 疲劳性能

ZTC4 合金室温缺口试样旋转弯曲疲劳曲线见图 2.3-67。

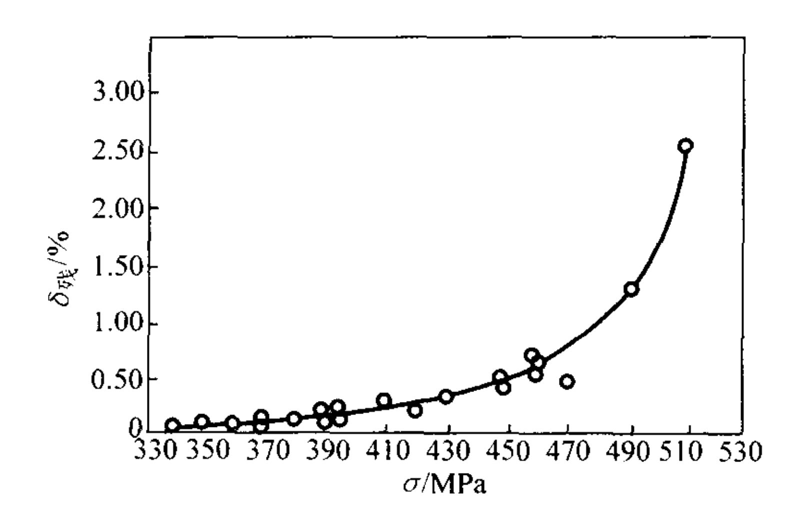


图 2.3-66 ZTC4 合金应力－蠕变变形曲线

ZTC9 合金轴向加载疲劳强度极限见表 2.3-125。

ZTC5 合金疲劳裂纹扩展速率见图 2.3-68。

ZTC4、ZTC5 和 ZTC3 合金恒应力低周疲劳性能见表 2.3-126。

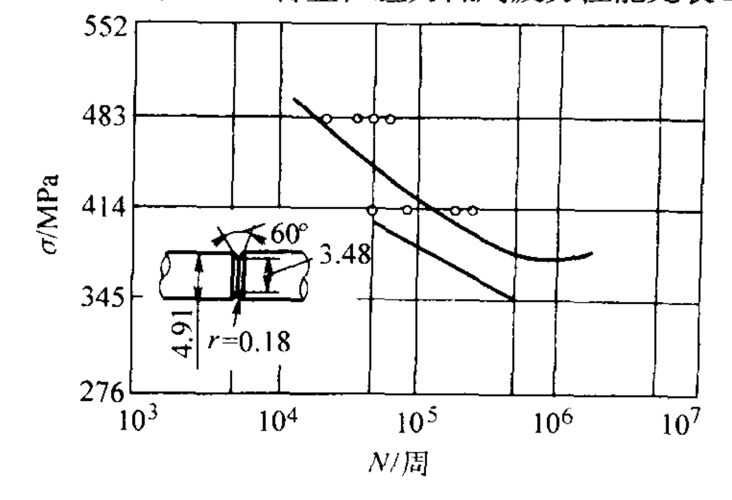


图 2.3-67 ZTC4 合金室温缺口试样旋转弯曲疲劳曲线

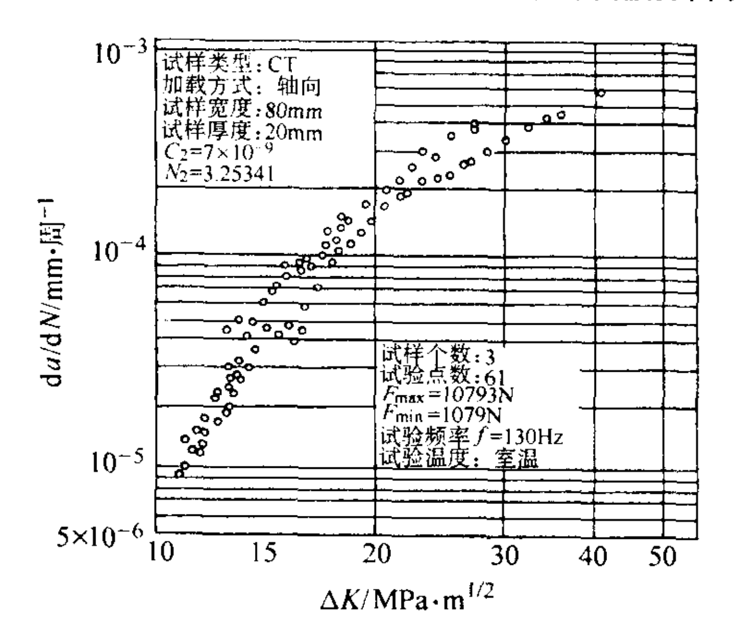


图 2.3-68 ZTC5 合金疲劳裂纹扩展速率（$R=0.1$）$da/dN-\Delta K$

6.1.5 钛合金特点及应用

1）α 型铸造钛合金 工业纯钛具有良好的铸造性能，室温抗拉强度较低，塑性很好，焊接性能好，具有很好的抗腐蚀能力，主要用于制造各种耐腐蚀和非承力构件，如泵体、阀体等。

ZTA7 合金具有良好的铸造性能，是一种中等强度的 α 型铸造钛合金（合金强度高于纯钛，低于常用的 ZTC4 合金），可在退火或热等静压状态下使用。在室温和高温下具有较好的断裂韧度，焊接性能较好。可用于制造航空发动机的机匣壳体、泵体、叶轮、阀门等。合金长时工作温度为 500℃。

ZTC6 合金是一种具有 α 相稳定的 Ti-Al 固溶体的近 α 型铸造钛合金。合金中铝当量的质量分数控制在 8% 以下是为了避免析出 Ti_3Al（α_2）相而引起脆化。合金中加入少量 β 稳定元素是为减缓 α_2 相的形成，以达到在不出现脆化的情况下提高合金铝当量。合金工作温度为 400℃，是一种中温高强铸造钛合金，可在退火或热等静压状态下使用。

ZTA15（BT20Л）合金是高铝当量近 α 型钛铸造合金，具有良好的铸造成形性，可在退火或热等静压状态下使用，有良好的抗疲劳裂纹扩展的能力和断裂韧度，焊接性能较好，合金长时工作温度为 500℃，可用于制造航空航天飞行器的静止结构件。

2）α+β 型铸造钛合金 α+β 型合金具有较高的抗拉强度和塑性，较好的低周疲劳强度，可在 400～500℃长时间工作。由于合金中含有较多的 β 相，可进行热处理强化，但其焊接性能较 α 型合金差。

ZTC4 合金具有良好的铸造成形性，是一种强度、塑性等综合性能较好的合金，可在退火或热等静压状态下使用，焊接性能较好。工作温度为 350℃。用于航空航天飞行器的静止结构件和民用结构件，是目前国内外应用最广泛的铸造钛合金。

ZTC3 合金是一种含有共析元素 Si 和稀土元素 Ce 的 Ti-Al-Mo 系 α+β 型铸造钛合金，在传统固溶强化的基础上增加了难熔质点强化的效果，使合金在 500℃以下具有优异的热强性能，改善了合金的高温持久性能，具有较高的室温抗拉强度，可在退火或热等静压状态下使用，在 500℃下长时间工作。与 ZTC4 合金比较，合金塑性较低，焊接性能较差。可用于制造航空航天飞行器的各种较高强度或较高工作温度要求的静止结构件。

ZTC5 合金属于 Ti-Al-Mo-Sn-Zr 系，是国际上广泛使用的耐热合金成分体系中的马氏体型 α+β 合金，由多元素固溶强化和共析化合物弥散强化获得高强度，是一种组织结构稳定的高强度铸造钛合金。该合金具有良好的综合性能，较高的室温强度和韧度，并有良好的热稳定性。铸造工艺性能较好，可在退火或热等静压状态下使用。可取代部分结构钢，用于强度要求较高的航空航天飞行器等静止结构件。

BT9Л 合金属于热强钛合金，可进行热处理强化。在退火状态下使用，工作温度为 450℃，主要用于制造压气机结构件。未进行国产化研究，无国内标准。

3）β 型铸造钛合金 ZTB32 合金是一种全 β 型铸造钛合金。具有较高的耐腐蚀能力，较好的焊接性能，但不能进行热处理强化。由于合金中含有大量的 Mo，给合金熔炼带来困难。合金密度高达 5.69 g/cm³，弹性模量降低。在 500℃以上加热时氧化剧烈。可用于制造耐酸泵、阀等。

Ti53 合金是一种高强钛合金，其室温抗拉强度可达到 1 300 MPa，合金需通过固溶时效处理提高塑性，改善力学性能。该合金浇注成形后，塑性较低（δ_5 约为 2%），给铸件后精整带来困难，但通过热处理，可使塑性有所提高 3～4%。该合金可取代高强度钢，用于飞机结构件。

表 2.3-119 国内外技术标准规定的铸造钛合金室温力学性能

合金代号	技术标准	状 态	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_{KV}/kJ·m⁻²	HBS
			MPa		%			
			≥					≤
ZTA1	GB/T 6614—1994	退火	345	275	20			210
	GJB 2896—1997	退火	345	275	12			

续表 2.3-119

合金代号	技术标准	状 态	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_{KV}/kJ·m^{-2}	HBS
			MPa		%			
			≥					≤
ZTA2	GB/T 6614—1994	退火	440	370	13			235
ZTA3	GB/T 6614—1994	退火	540	470	12			245
ZTA5	GB/T 6614—1994	退火	590	490	10			270
ZTA7	GB/T 6614—1994	退火	795	725	8			335
ZTA15	Q/3B 1181—2000	退火或 HIP	882	784	5	12	274	
ZTC3	GJB 2896—1997	退火或 HIP	930	835	4	8		
ZTC4	GB/T 6614—1994	退火	895	825	6			365
ZTC5	GJB 2896—1997	退火或 HIP	1 000	910	4	8		
ZTC6	GJB 2896—1997	退火或 HIP	860	795	5	10		
ZTC21	GB/T 6614—1994	退火	980	850	5			350
ZTB32	GB/T 6614—1994	退火	795	—	2			260
C-2	ASTMB 367—1993	650℃空冷	345	275	15			210
C-3	ASTMB 367—1993	650℃空冷	450	380	12			235
C-5	ASTMB 367—1993	650℃空冷	895	825	6			365
C-6	ASTMB 367—1993	650℃空冷	795	725	8			335
Ti-Pd7B	ASTMB 367—1993	650℃空冷	345	275	15			210
Ti-Pd8A	ASTMB 367—1993	650℃空冷	450	380	12			235
Ti-Pd16	ASTMB 367—1993	650℃空冷	345	275	15			210
Ti-Pd17	ASTMB 367—1993	650℃空冷	240	170	20			235
Ti-Pd18	ASTMB 367—1993	650℃空冷	620	483	15			365
BT3-1JI	OCT 190060—1992	铸态	932	815	4	8		
BT5JI	OCT 190060—1992	铸态	686	617	6	14	294	
BT6JI	OCT 190060—1992	铸态	882	794	5	10	245	
BT9JI	OCT 190060—1992	铸态	930	813	4	8	196	
BT14JI	OCT 190060—1992	铸态	883	785	5	12		
BT20JI	OCT 190060—1992	铸态	882	784	5	12	274	
G-Ti2	DIN 17865—1990	铸态	350	280	20			
G-Ti2Pd	DIN 17865—1990	铸态	350	280	20			
G-Ti3	DIN 17865—1990	铸态	450	350	15			
G-Ti2Pd	DIN 17865—1990	铸态	450	350	15			
G-Ti4	DIN 17865—1990	铸态	550	485	10			
G-Ti4Pd	DIN 17865—1990	铸态	550	485	10			
G-TiAl6Sn2Zr 4Mo2Si	DIN 17865—1990	铸态	900	830	5			
G-TiAl6V4	DIN 17865—1990	铸态	900	830	5			
G-TiAl6Zr 5Mo0.5Si	DIN 17865—1900	铸态	920	850	5			
G-TiAl5Fe2.5	DIN 17865—1990	铸态	830	725	5			

表 2.3-120　几种合金的典型室温力学性能

合金代号	弹性模量 E	压缩弹性模量 E_c	切变模量 G	抗拉强度 σ_b	屈服强度 $\sigma_{0.2}$	拉伸比例极限 $\sigma_{0.01}$	断后伸长率 δ_{10}	断后伸长率 σ_5	断面收缩率 ψ
	GPa			MPa			%		
ZTC4	114	117	44	1 024	889	775	7.8	—	12.6
ZTC3	112 (120)①	—	45	1 133	932	796	8.0	—	12.0
ZTC5	119	—	44.15	1 050	950	—	—	4	8
ZTC6	—	—	—	996	889	—	—	5.5	14.5
BT3-1Л	112	—	—	971	814	618	—	4	8.0
BT9Л	107	—	—	1 010	785	637	—	4	12
BT14Л	111	—	—	932	785	588	—	7	15.0
BT20Л	106	—	—	961	834	637	—	8	20.0

① 动弹模量 E。

表 2.3-121　无应力和加应力热暴露后的室温力学性能

合金代号	热暴露条件 温度 θ/℃	强度 σ/MPa	时间 t/h	拉伸强度 σ_b	屈服强度 $\sigma_{0.2}$	断后伸长率 δ_5	断面收缩率 ψ
				MPa		%	
ZTC4	原始状态			940	870	9	22
	200	0	100	910	850	8	20
		145		885	—	9	22
		295		895	—	8.5	19
		440		895	—	9	24
	300	0	100	915	850	9	25.5
		145		885	—	8	17
		295		895	—	9	22
		440		890	—	9.5	22
	350	0	100	885	825	8.5	20
		145		890	—	8	22
		295		875	—	8.5	19
		440		895	—	8.5	19
	400	0	100	895	845	7	17
		145		890	—	9.5	22.5
		295		890	—	8.5	20.5
		440		895	—	9.5	24
	原始状态			1 005	—	11	21
ZTC3	500	—	500	980	—	10.5	17
			1 000	1 000	—	10.5	21
			2 000	1 020	—	10.5	17.5

表 2.3-122　室温缺口抗拉强度和敏感系数

合金代号	理论应力集中系数 K_t	倾斜角/(°)	缺口抗拉强度 σ_{bH}/MPa	强度系数 η/%	σ_{bH}与 σ_b 之比值	σ_{bH}与 $\sigma_{0.2}$之比值
ZTC4	2.5	0	1 460	—	1.5	—
	3.5	0	—	—	—	1.6
	4.6	0	1 200	—	—	—
		4	1 059	12	—	—
		8	729	39	—	—
ZTC3	2.1	0	1 490	—	1.49	

续表 2.3-122

合金代号	理论应力集中系数 K_t	倾斜角/(°)	缺口抗拉强度 σ_{bH}/MPa	强度系数 η/%	σ_{bH}与 σ_b 之比值	σ_{bH}与 $\sigma_{0.2}$之比值
ZTC3	3.1	0	1 470	—	1.47	—
	3.8	0	1 470	—	1.47	—
	510	0	1 460	—	1.46	—
	4.6	0	1 380	—	—	—
		4	873	37	—	—
		8	563	59	—	—

表 2.3-123 高温力学性能

合金代号	试验温度/℃	弹性模量 E	动弹性模量 ED	抗拉强度 σ_b	屈服强度 $\sigma_{0.2}$	比例极限 $\sigma_{0.01}$	断后伸长率 δ_{10}	断后伸长率 δ_5	断面收缩率 ψ
		GPa		MPa			%		
ZTC4	300	—	—	785	618	481	6	13	13
	350	96	—	—	—	—	—	—	—
	400	—	—	750	587	452	6	—	15
	450	—	—	719	580	431	6	—	18
	500	—	—	685	553	405	6	—	20
	550	—	—	647	510	367	7	—	23
ZTC3	200	—	114	—	—	—	—	—	—
	300	101	110	776	623	506	8	—	14
	400	93	101	724	580	471	—	—	15
	450	91	98	714	572	456	8	—	14
	500	87	94	686	565	457	6	—	13
	550	82	94	666	547	424	11.5	—	26.5
ZTC5	300	—	—	918	759	—	—	—	18.3
	350	—	—	905	738	—	—	—	20.8
BT3-1Л	400	—	—	716	569	—	—	9	18
	450	90	—	668	510	343	—	10	20
	500	86	—	618	490	294	—	10	20
BT9Л	150	89	—	765	588	333	—	4	15
	300	88	—	667	510	324	—	4	15
	400	86	—	637	471	314	—	4	15
	450	84	—	618	441	294	—	4	15
	500	80	—	559	431	275	—	4	15
	550	78	—	539	392	245	—	4	15
	600	76	—	490	392	216	—	4	20
BT14Л	300	95	—	618	510	382	—	8	20
	400	93	—	539	451	324	—	8	20
BT20Л	200	—	—	755	—	—	—	8	30
	300	—	—	657	—	—	—	10	34
	350	95	—	618	481	314	—	10	35
	400	—	—	598	—	—	—	10	35
	450	—	—	579	—	—	—	12	35
	500		—	549	431	284	—	12	35

表 2.3-124 铸造钛合金高温持久和蠕变极限

合金代号	温度/℃	持久强度极限					蠕变强度极限		
		σ_{100}①	σ_{200}	σ_{300}	σ_{500}	$\sigma_{1\,000}$	$\sigma_{0.2/100}$	$\sigma_{0.2/500}$	$\sigma_{0.2/1\,000}$
		MPa							
ZTC4	200	608	—	—	—	—	—	—	—
	300	569	—	—	—	—	—	—	—
	350	539	—	—	—	—	392	—	—
	400	510	—	—	—	—	343	—	—
	450	—	—	—	—	—	215	—	—
ZTC3	400	686	—	—	—	—	530	—	—
	450	647	—	—	—	—	471	—	—
	500	588	569	549	—	—	294	—	—
	550	402	—	—	—	—	—	—	—
	600	226	—	—	—	—	—	—	—
ZTC5	300	800	—	—	—	—	—	—	—
BT3－1Л	400	706	—	—	667	—	461	373	—
BT9Л	300	637	—	—	—	—	490	—	—
	400	608	—	—	—	—	471	—	—
	450	588	—	—	539	—	—	—	—
	500	490	—	—	422	—	275	196	—
	550	343	—	—	—	—	196	98	—
BT5Л	300	392	—	—	392	—	—	—	—
	400	343	—	—	—	—	275	—	—
BT14Л	300	588	—	—	—	559	461	—	421
BT20Л	350	588	—	—	559	—	441	—	—
	500	422	—	—	327	—	157	—	—

① 下角标为时间（h）。如 σ_{100}为 100 h 时的持久强度极限，余同。

表 2.3-125 ZTC4 合金轴向加载疲劳强度极限

理论应力集中系数 K_t	应力比 R	频率 f/Hz	疲劳寿命 N/周	疲劳极限 σ_R/MPa	热处理状态
1	0.1	133	10^7	196	退火
1	0.1	130	10^7	490	热等静压
2.3	0.1	126	10^7	167	退火
1	0.1	133	10^7	—	退火

表 2.3-126 钛合金恒应力低周疲劳性能

合金代号	试验温度/℃	正应力 σ_{max}/MPa	疲劳寿命 $N/10^3$ 周	备　注
ZTC4	室温	780	1.5	理论应力集中系数 K_t = 2.3，应力比 R = 0.1，频率 f = 0.17 Hz
		670	3.2	
		559	6.1	
		450	17.3	
ZTC3	室温	640	11.2	理论应力集中系数 K_t = 2.4，应力比 R = 0.1，频率 f = 0.2 Hz
		410	22.5	
		380	>80.0	
	450	450	16.7	
		360	>80.0	
		270	>80.0	

续表 2.3-126

合金代号	试验温度/℃	正应力 σ_{max}/MPa	疲劳寿命 $N/10^3$ 周	备 注
ZTC5	室温	980	1.6	理论应力集中系数 K_t = 2.3，应力比 $R=0.1$，频率 $f=0.17$ Hz
		700	11	
		420	120	

6.2 铸造钛合金的熔炼

钛及钛合金的生产与钢铁、铝、铜等传统金属材料相比，最大的差异和难点在于熔炼。由于钛的熔点高(1668℃)，高温化学特性非常活泼，几乎和所有的耐火材料以及氧、氮、氢等气体发生反应，使得多种常规的冶金方法不能应用于钛及钛合金的熔炼。

钛及钛合金铸锭的熔炼必须在真空或惰性气体的保护下，在强制水冷却的铜坩埚中进行。其熔炼方法按热源分类有以下几种：真空自耗电极电弧熔炼、真空非自耗电极电弧熔炼、电子束或等离子冷炉床熔炼、真空感应熔炼以及电渣熔炼等。其中，最为重要、国内外应用最为广泛的是真空自耗电极电弧熔炼（VAR－Vacuum Arc Remelting)，它是生产钛铸锭的主导熔炼工艺。

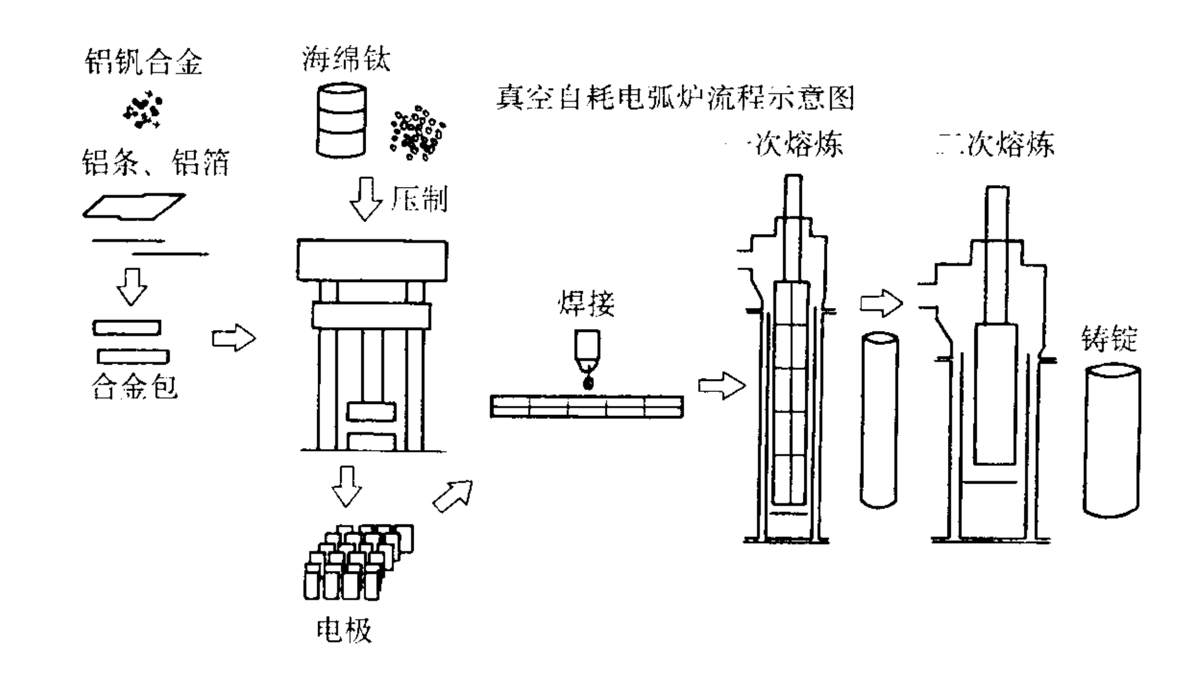


图 2.3-69 真空自耗电弧炉熔炼铸锭工艺流程

6.2.1 真空自耗电极电弧熔炼

真空自耗电极电弧熔炼的特点在于：设备投资和运行成本较低，操作维护技术简单成熟，熔炼速度快，可生产大型铸锭，铸锭的质量和均匀性较好，完全满足航空、航天及其他行业的产品用钛技术要求。

钛合金铸锭是由海绵钛和添加合金元素压制成的电极经真空自耗电弧熔炼而成，其熔炼工艺流程见图 2.3-69。

(1) 制备自耗电极

自耗电极，即在真空自耗电弧炉内，接设备直流电源负极，和正极的铜坩埚启发电弧，在高温电弧下电极不断熔化消耗，金属熔液在水冷铜坩埚中连续结晶凝固逐渐增高，从而形成铸锭。鉴于该法熔炼特性，铸锭的质量（获得预计成分、成分均匀性、杂质的控制），与自耗电极的制备直接相关。

1) 电极材料的选择　真空自耗电弧熔炼是一个始终局部范围内熔化、结晶的过程。获得具有良好均匀性铸锭的先决条件，首先是对电极材料严格控制和熔炼过程工艺参数的控制。通常钛及钛合金铸锭生产所使用的电极材料有：海绵钛、合金元素及中间合金、回收料（又称返回料、残料)。

① 海绵钛　选择使用的海绵钛必须符合相应的国家产品标准（GB/T 2524—2002)，产品按化学成分及布氏硬度分为6个牌号：MHT－100、110、125、140、160、200，相应等级由0级到5级，铁、碳、氮、氧等杂质含量逐渐升高，布氏硬度增大。碳、氮、氧作为杂质元素会提高产品强度，降低塑性，因此必须控制在允许范围内。根据具体铸件的技术要求可选择合适等级的海绵钛，一般航空航天产品选择0～1级，普通民用铸件可选用2～3级。其他产品要求指标还包括粒度、外观质量等。

② 合金元素　钛合金熔炼中添加的合金元素的纯度与选择海绵钛一样重要，必须控制，特别是可能在钛基体中形成难熔或高密度夹杂的杂质元素。

一般来说，氧含量多少决定了纯钛 CP 的强度水平，同时也决定超低间隙等级和标准等级钛合金的力学性能上的差异。而在更高强度等级的钛合金中，会在海绵钛残留含量的基础上，有意加入氧来提供额外的强度。另一方面，碳和氮则必须控制在尽可能低的水平以避免带来脆性。

作为以纯金属或中间合金方式添加的合金化元素，如 Al、V、Mo、Zr、Sn、Fe 等，可通过固溶强化使合金提高强度，获得较好的综合力学性能。

在合金元素的添加方式上，必须考虑其熔点和溶解度。对于 Al、Zr、Fe、Cu、Cr 等熔点相比钛较低或略高的元素，可以以纯金属的形式加入，对于真空高温熔炼条件下易挥发的元素，如 Al 等，需要适量增加合金配比；而像 V、Mo、Si 等熔点较高的难熔金属，必须以中间合金 AlV、AlMo 及 AlSi 的形式添加。氧可以不同方式加入，包括选择化学纯二氧化钛细粉，或者是处理干净的回收料。计算合金配方时，一般按合金名义成分偏上限进行，当添加的合金元素为海绵钛中所含有的杂质元素如氧、氮时，应扣除该元素的残留含量后再计算其加入量。另外，纯金属、中间合金的粒度大小也必须严格控制，过大的颗粒容易造成合金成分偏析和产生夹杂。

③ 回收料　铸锭生产中加入回收料比单纯使用海绵钛更为经济。如果条件控制得合理，回收料的添加可获得大范围接受，甚至可作为关键结构件材料使用，如喷气发动机的

转动部件。回收料必须彻底清理表面氧化层，按合金牌号和纯度仔细分类保存。若处理不当，可能产生合金成分的不合格并导致最终铸件的性能下降。

2）合金配料 以 ZTC4 为例，合金要求成分见表 2.3-127。

表 2.3-127 合金化学成分（质量分数） %

Al	V
6.4	4.0

选用一级海绵钛，Al、V 以 AlV55 中间合金［w（V）= 58%］和高纯铝条形式加入，并用纯铝箔包制成合金包。电极质量为 10 000 g（标记 W）。

拟采用合金配比见表 2.3-128。

表 2.3-128 合金元素配比（质量分数） %

Al	V
6.6	4.1

计算步骤：以一个电极中添加一个合金包为例。

① 计算一个电极中需 AlV 中间合金的质量（标记为 A）：

A =（一个电极质量 × 合金中所需 V 的含量）/ AlV55 中间合金中 V 含量 = 10 000 g × 4.2%/58% = 724 g;

② 计算一个电极中所需 Al 的质量（标记为 B）：

B = 一个电极质量 × 合金中所需 Al 的含量 − A 中 Al 质量 = 10 000 g × 6.6% − 724 g ×（100% − 58%）= 238 g;

③ 计算一个电极中所需加海绵钛的质量（标记为 C）：

C = W −（A + B）= 10 000 g −（724 + 238）g = 9 038 g

配料计算结果见表 2.3-129。

表 2.3-129 配料表

合金元素	Al－V 中间合金	包括铝箔在内的纯铝	海绵钛
一个电极中的质量/g	724	238	9 038

依照上表配料计算结果进行合金包的配制。

3）电极制备 自耗电极的制造是真空电弧熔炼中一道极为关键的工序，电极制造方法本身又在很大程度上决定了电极的质量。

钛合金铸锭自耗电极生产中广泛采用海绵钛压制法。以立式横压法为例：将压制一个电极所需的海绵钛重量平均分为两份，先将一份加入模具中，沿其长度方向均匀分布，然后把预先包制好的合金包以同样方式放置于海绵钛上，最后将另一份海绵钛均匀倒入模具中，下降压机上模到达下限保压足够时间后取出电极。电极压制示意见图 2.3-70。

受设备的限制、压制法制备的电极尺寸往往满足不了熔炼行程或导电面积的要求，因此需要用焊接的方法将多个电极连接成更长或导电断面更大的自耗电极。常用的焊接方式有炉外氩弧焊接、真空充氩箱内焊接以及炉内自耗电极电弧焊接等。焊好的自耗电极必须平直，无氧化污染，具有足够的焊接面积保证强度以及避免熔炼时的过热。

电极制备完毕后就可以转入熔炼铸锭的工序。

（2）铸锭熔炼

目前钛的铸锭生产中最广泛应用的是真空自耗电极电弧炉熔炼（见图 2.3-71）。

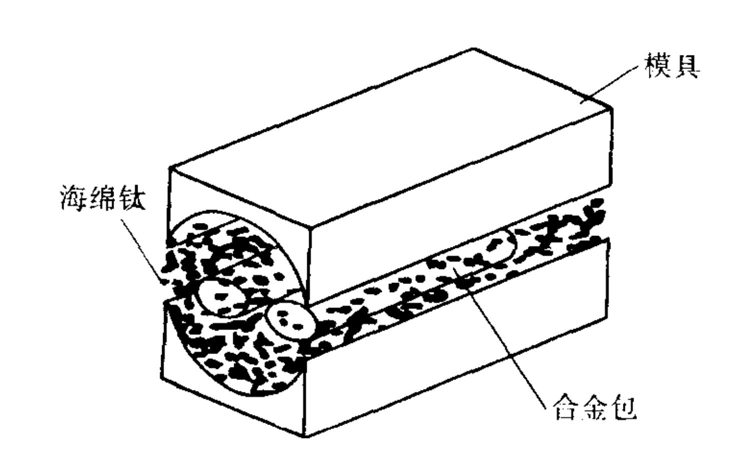


图 2.3-70 电极压制示意图

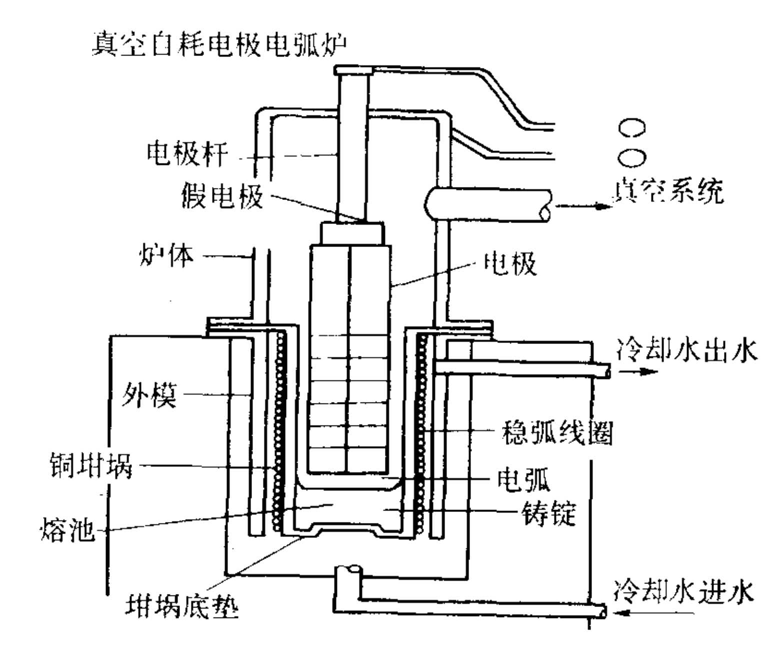


图 2.3-71 真空自耗电极电弧炉示意图

1）真空自耗电弧熔炼基本特点 它的工作过程如下：以海绵钛或加入合金元素的海绵钛为原料而压制成自耗电极，夹在电极杆上（为直流电源的负极），于真空或惰性气体氛围中，使之与水冷铜坩埚（直流电源的正极）上的引弧料间产生电弧，依靠电弧的热量将自耗电极熔化，熔化的电极以液滴形式进入坩埚，形成熔池，熔池表面被电弧加热，始终呈液态，而底部和周围受水强制冷却产生自下而上的结晶过程，不间断地以适当的速度下降电极，以保持电弧熔炼的持续进行直至自耗电极熔化耗尽，熔炼阶段结束。

该过程实质是借助直流电弧的热能将经过机械挤压、成形的海棉钛电极进行重新熔化、扩散、凝固、结晶。其优点如下。

① 在较高真空下熔炼，不但防止大气中的氮、氢、氧等有害气体对金属的污染，而且减少了海绵钛中的挥发物和杂质含量。

② 利用水冷铜坩埚，消除了耐火材料对钛液的污染。

③ 结晶在强制冷却下按顺序凝固的条件进行，可获得较为致密的铸锭。

④ 电弧加热，熔池温度高，可以获得较高的熔化速度。

2）真空自耗电弧熔炼基本原理 真空自耗电弧熔炼的热能来自于电弧。电弧就是一种气体放电现象，气体放电现象按照气体放出的光亮程度分为辉光放电和弧光放电等几种方式。电弧的产生是一个弧光放电过程。

弧光放电的特征是电流密度相当大，电压较低，放电气体介质和电极上都放出大量的热和耀眼的光辉，电弧空间的温度可用数千摄氏度来衡量。而辉光放电的特征正好相反，有光辉但不热，电流密度小而电压较高。

① 电弧的产生 熔炼电弧一般采用两极瞬间短路引弧建立起来。当下降的电极与坩埚底部的引弧料接触瞬间短路时，由电源提供的比正常工作电流大 20% ~ 25% 的短路电流使这些接触点处的电流密度达到极大数值，同时产生高热促使电极发生强烈的热电子发射以及局部金属的熔化和蒸发，

气体和金属蒸气也产生了强烈的电离；再将电极拉开，接触不存在，电弧尚未建立，此时较高的空载电压可以在很短的两极距离间维持较大的电场强度，保证产生自发射，这些热发射和自发射出来的电子就可以使电极之间气体介质撞击电离，同时在光和热的作用下还有热电离和光电离，电离程度迅速增加而进行稳定的弧光放电。

② 电弧的构造　电弧主要由阴极、弧柱和阳极等三个区域组成。阴极区由阴极斑点和正离子层构成。阴极斑点为熔化电极端面处的一个发光亮点，电极材料的电子集中在此处向外剧烈发射而产生弧光放电；正离子层则处于电极端面和弧柱区交界之间很短的一段距离，但具有占电弧电压绝大部分的电压降，正是这种较大的电压降促使电子从电极端面自发射从而维持电弧的正常燃烧。

弧柱区处于阴极和阳极之间，呈钟形分布，由电子和电离产生的离子组成的高温等离子体，其特点是弧光明亮耀眼，温度极高。

阳极区位于阳极表面也即熔池表面附近。与阴极斑点类似，此处存在阳极斑点，但由于阳极区气体介质压强较低，阳极斑点面积扩大至整个熔池表面而近似消失。但是阳极斑点由在电场中获得高速动能的阴极发射电子和弧柱负离子的轰击下，被加热到比阴极表面更高的温度，而使阳极区（熔池）熔化。这就是所谓的正极性熔炼。

当以钛电极为阴极的正极性熔炼时，阴极端温度约为1 775℃，金属熔池表面的温度约为1 850℃；而弧柱区中心的温度最高，可达约4 700℃。电弧的能量一部分消耗于弧柱，其余大部分则消耗于两极。部分能量由于辐射而损耗。

真空下的电弧主要由电子和正负极材料离子化蒸气、残留气体离子组成。与大气压下电弧相比，真空下阴极斑点面积增大，弧柱变粗，由于能量的分散，阴极斑点和弧柱区的温度下降，但在真空条件下，电子自由程长度加大，碰撞概率减小，在弧区的电压电场中可以获得较高的动能，当以巨大的速度轰击阳极表面时，结果使正极熔池获得比大气压力下更多的热能和温度。

另外需注意的是真空下随弧区压力降低到一定的临界值，阴极斑点面积迅速增大并上升至电极侧面，弧柱界面逐渐模糊，可能会导致辉光放电、爬弧而击穿坩埚，引发爆炸危险。

3）熔炼过程及主要工艺参数　从钛化合物（$TiCl_4$）制取金属钛的过程都在低于钛熔点的温度下进行，只能得到多孔的金属——海绵钛。为获得一定性能的钛合金产品，一般先将海绵钛或和合金元素混合后压制成预制电极，调整化学成分，经熔炼过程制取一定化学成分范围的钛合金铸锭，然后再进行进一步铸造浇注成铸件使用。

由于钛在高温下活性强，在熔炼温度下钛液几乎能与所有的耐火材料以及氧、氮、氢起反应，因此钛的熔炼必须在真空或惰性气氛如高纯氩保护下于水冷铜坩埚中进行。在真空熔炼的过程中，不但防止大气中的氮、氢、氧等有害气体对金属的污染，同时还可以去除一些氯化物杂质，提高钛的纯度。适当冷却的水冷铜坩埚为钛的熔炼提供容纳的空间，熔融钛液在铜坩埚表面形成一层金属凝壳，钛液既不会被坩埚污染，坩埚也不被熔化。

熔炼前，先将焊好的足够长度电极连接于电极杆下端的假电极之上，并保证与铜坩埚之间具有良好的同轴度，在坩埚底部放置适量的海绵钛底料和铝箔引弧料，封闭炉体进行真空预抽。当真空度达到预定值之后，开始下降电极，启发电弧后进入熔炼阶段。熔炼的初始电流应调节得较低以防击穿坩埚底部，待形成初步熔池后将熔炼功率逐步增加至正常熔炼的预定水平。熔炼过程中根据电弧电压和电流的变化，调节电极的进给速度，保证真空条件下的短弧熔炼直至熔炼结束（由于铸锭作为下一步凝壳熔炼浇注用的自耗电极，允许有内部缩孔，因此不需要进行热封顶工艺）。熔炼好的铸锭于真空下冷却足够的时间后，破坏炉体真空进行出炉操作。一次熔炼使铸锭初步合金化、均匀化以及去除挥发性物质和气体。根据对铸锭的成分均匀以及尺寸规格的要求，有时还需进行二次熔炼，一次熔炼的铸锭作为二次熔炼的电极，获得成分分布均匀、表面质量良好的铸锭。

铸造钛合金熔炼需控制以下主要工艺参数。

① 坩埚和电极直径比例　坩埚和电极直径的比例是真空自耗熔炼的重要工艺参数。它对电弧操作、产品质量和熔化速度等都有很大的影响。

一般希望电极直径尽可能大一些，此时电极和坩埚的空隙（即坩极距）小。熔池被电极均匀加热而变得较宽、较深，金属流动性好，合金易于均匀，并减少了熔池的喷溅，提高铸锭的表面质量。同时，由于电极直径较大，熔池表面的热损失较小，热效率较高，因而提高了熔化速度。

但电极尺寸不能过大（坩极距较小），否则会增加熔炼时的排气阻力，影响电极的除气，并且容易与坩埚壁间发生侧边电弧，有灼伤和击穿坩埚的危险。

所以，坩极距应大于电弧长度（25～50 mm）。但如果坩极距太大，即电极太细，则熔炼时需要很长的电极，同时，细电极熔炼时，电流密度大，进料速度快，难于控制，铸锭表面质量也不好。

② 稳弧磁场　在坩埚外绕上线圈，通以直流电，即形成纵向磁场，在熔炼时用来稳定电弧及改善铸锭质量。

磁场使弧柱断面减少，形成压缩电弧，从而稳定了电弧燃烧，使电弧击穿坩埚的危险概率减少了。

磁场使电弧热能集中，提高了熔化速度和熔池温度，有利于减少金属液的飞溅及消除铸型的飞边，提高了铸锭的表面质量。

磁场使熔池中的金属液旋转，由于搅拌作用，改善了合金成分的均匀性。

上述良好效果只有通过选择适当的稳弧电流才能实现。

③ 真空度和炉体漏气率　真空度是用来衡量真空电弧炉性能的重要指标之一，也是确定真空系统的设计依据。建立合适的真空度，是保证熔炼正常进行和获得高质量铸锭的关键之一，较高的真空度可避免熔炼过程中熔融状态的钛被气体污染，同时确保金属液具有良好的脱气条件，控制气体元素在标准规定的范围内。真空度的选择是根据避免钛熔液的氧化和保证钛的除气以及维持电弧的稳定燃烧为原则来进行。一般根据实践经验，熔炼钛合金炉内最佳真空度范围一般在0.67～1.33 Pa之间。

另外，炉体漏气率也是一个重要参数。保证真空自耗炉一定的真空漏气率，是获得低含量气体杂质铸锭的必要条件。过高的漏气率会导致最终铸锭的气体如氮、氢、氧成分超过标准规定范围而报废，也可能产生低密度夹杂带入铸件产品中成为潜在的裂纹根源。

④ 电弧电压和电流　真空自耗电极电弧炉熔炼都采用低电压大电流的供电制度。

电弧电压主要由电极材料确定。对于既定材料的电极，电压是一个变化不大的数值，在铸造钛合金熔炼生产中，通常起弧电压为60～70 V，熔炼中的维持电压为20～40 V。

电弧电流直接影响到熔化温度、熔池深度和熔化速度，而且也影响到铸锭表面光洁和内部质量。电流选择得适当，可使铸锭得到良好的除气效果和光滑的表面，而且偏析、夹杂最少。熔炼电流过大，熔池温度升高，熔化速度过快，去除气体和非金属夹杂的作用相对减弱，也会使铸锭表面质量

不好。熔化电流过小时，则熔化速度小，输入熔池内的热量小，熔池变浅，熔池温度低，金属黏度大，使靠物理过程去除气体和非金属夹杂的效果变差，铸锭会出现冷隔和皮下气孔。

电流的最佳值与许多因素有关，如电极尺寸、电极直径和坩埚直径的比值、真空度以及稳弧线圈的安匝数等。因此，对熔炼电流的确定，很难找出一个通用的公式。在实践工作中，可参考经验数据，选择适当电流进行熔炼，然后根据铸锭质量状况进行调整。

(3) 铸锭质量控制

由于铸锭作为下一步真空凝壳熔炼炉浇注用的自耗电极，铸锭的质量好坏直接影响浇注铸件的质量，因此必须控制铸锭的质量。

对于铸造用钛合金铸锭的质量标准主要是：①主要杂质，尤其是气体元素（氮、氢、氧）控制在适当范围内，其他杂质含量符合标准要求。②化学成分均匀，各合金元素含量应满足技术标准要求，同时要控制在一个稳定的范围之内。③铸锭无氮、氧的低密度夹杂以及难熔金属的高密度缺陷，表面干净无氧化皮。熔炼铸锭时的主要质量问题和产生的原因见表 2.3-130。

钛及钛合金铸锭的熔炼过程中无明显的去除杂质、提纯效果，并且不可能对熔体进行化学成分调整，铸锭杂质含量的控制和化学成分均匀性的保证以及夹杂的杜绝则主要依赖于合理地选择原材料、合金元素在电极中的合理分布、正确的熔炼工艺参数以及严格执行工艺制度。

表 2.3-130 熔炼铸锭的主要质量问题和产生原因

质量问题	产生原因
杂质含量超标	海绵钛或合金元素等原材料等级选择不当
	真空度过低、漏气率较高
	电极放气量过大
	熔炼电流选择不合理
化学成分不均匀	合金元素在电极中分布不合理
	熔炼电流不合理
低密度夹杂	海绵钛原材料中含有氧、氮高的低级残料
	电极焊接时保护不好，焊点严重氧化
	真空度过低、漏气率较高
	二氧化钛添加剂未熔化均匀
高密度夹杂	配料选择不当
	焊接电极时，氩弧焊钨电极的污染
	车削时，刀具材料残留铸锭中

6.2.2 其他熔炼方法

尽管真空自耗电极电弧熔炼技术一直是钛及钛合金铸锭生产的主要方法，并有可能在今后较长一段时间中仍然占据主导地位，但随着人们对高等级材料的需求以及科学技术的进步，不断有新的钛合金熔炼方法被研究、开发和应用。其中最值得注意的是冷炉床熔炼（CHM：Cold Hearth Melting）。

冷炉床熔炼是以电子束（EB：Electron Beam）或等离子体（PA：Plasma Arc）作为热源，金属在多个冷炉床上依次熔化、精炼和凝固，其机理是原材料或回收料与污染物之间在冷炉床熔炼熔融状态下的密度差异以及污染物的溶解而达到精炼目的。较高密度夹杂颗粒沉入冷炉床的固/液界面并被捕捉，较轻密度的夹杂颗粒浮在表面，可能在较高的熔池表面温度下快速溶解，或者和热源直接接触，被快速加热并分解为更小的碎片而迅速溶解。

真空自耗电极电弧熔炼（VAR）与冷炉床熔炼（CHM）钛锭比较示意图见图 2.3-72。

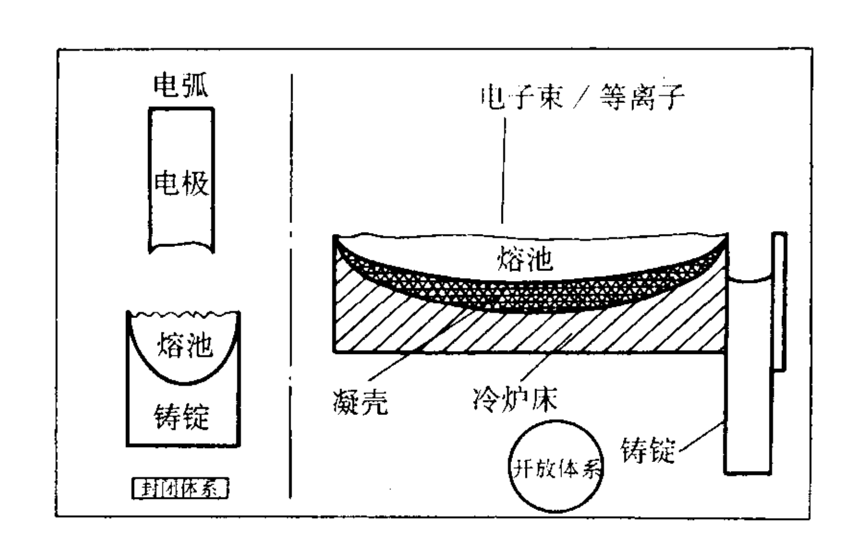


图 2.3-72 电弧炉与冷床炉熔炼机理示意图

冷炉床熔炼可以较好地消除钛合金高密度夹杂，尽量减少低密度夹杂，改进了铸锭表面和内部的冶金质量，同时允许大量使用回收料，提高残料利用率，降低生产成本，因此冷炉床熔炼是生产钛铸锭颇具潜力的一种熔炼方法。

6.3 铸造钛合金的热处理

铸造钛和钛合金的凝固结晶主要是靠自发生核和晶体长大来实现的，结晶过程晶体生长的速度大于晶核生成的速度，而且晶体长大的过程是一个择优的呈枝晶状生长的过程，最终形成的钛和钛合金铸件的组织呈粗大的树枝状的晶粒组织。这就造成了钛合金铸件的性能低于同一牌号变形钛合金件的性能，特别是塑性和疲劳性能。而钛合金铸件是不可能采用机械处理方法来改变其显微组织，因此，热处理几乎成了改变钛合金铸件显微组织，提高其力学性能的惟一有效方法。铸造钛合金热处理有如下作用。

1）消除铸件在铸造、清理精整、焊接以及机加工过程产生的残余应力，防止铸件在以后使用过程发生翘曲变形或产生裂纹。

2）使合金的组织稳定，获得较均匀的性能。

3）借助于高温高压条件（如热等静压技术）消除铸件中的某些密闭型缺陷，如气孔、缩孔、疏松等，以改善铸件的致密度，消除缺陷，提高可靠性。

4）调整铸件的组织结构，提高铸件结构和组织的稳定性，如固溶时效处理、氢处理等，以获得所需的综合性能或最佳的某种特殊性能，如抗拉强度，高、低周疲劳性能等。

随着钛和钛合金铸造技术的发展和逐步完善，钛合金铸件使用量和使用范围在不断扩大，对钛合金铸件质量和性能的要求也日益提高，从而也促进了钛合金铸件热处理的发展。过去人们认为钛和钛合金铸件的生产过程组织变化比较单一，都是从高温 β 区冷却下来形成的 β 转变组织，因此热处理比较简单，一般只采用退火消除应力即可。但是经过人们的研究发现，钛合金铸件也和其他的金属铸件一样，可以通过热处理对显微组织修正，改善和提高合金的力学性能，而且某些热处理工艺如热等静压，已经成了航空、航天用的Ⅰ、Ⅱ类铸件必不可少的工艺，还有其他的一些铸后热处理工艺，如固溶时效处理已经成了钛合金铸件要求提高某些性能，例如疲劳或抗拉强度的指定工艺。

钛合金铸件热处理工序包括：准备；将处理铸件装入炉内；热处理（加热、保温、冷却）；停止加热，从炉内取出铸件或放置炉内继续冷却至一定温度后再取出；铸件检验。

目前已在工业生产中使用的钛合金铸件的热处理工艺主要有以下几种：退火、固溶时效处理、热等静压、特种热处理等。

6.3.1 退火处理

目前钛和钛合金铸件退火的类型有：①消除应力退火（也叫不完全退火）。②退火或普通退火，它属于完全退火。③真空或保护性气氛退火。④真空双重退火等。

（1）消除应力退火

消除应力退火加热温度比较低，在退火过程中合金的组织基本不发生变化，处理完后仍然与铸态时几乎一样。由于加热的温度比较低，处理时间短，消除应力退火通常可在普通非真空电炉内进行。表2.3-131为钛和钛合金铸件消除应力退火的工艺。

表2.3-131　钛和钛合金铸件消除应力退火工艺

合　金	退火温度/℃	保温时间/h	冷却方式
工业纯钛	500～600	0.5～2	空冷或炉冷
ZTA7	550～650	0.5～2	空冷或炉冷
ZTA15	600～650	0.5～2	空冷或炉冷
ZTC3	500～650	0.5～3	空冷或炉冷
ZTC4	500～650	0.5～3	空冷或炉冷
ZTC5	550～650	0.5～3	空冷或炉冷
ZTC6	600～710	0.5～3	空冷或炉冷
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	600～710	0.5～3	空冷或炉冷
Ti-10V-2Fe-3Al	680～710	0.5～2	空冷或炉冷
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	780～820	1/12～1/4	空冷或炉冷

消除应力退火升温速度快慢，可不作规定，以防止铸件不发生变形翘曲为准，对冷却速度的要求不是十分严格，但对冷却的均匀性要求是严格的，尤其是在500～320℃的范围内不能采用油淬或水淬来加速冷却，这样就会由于冷却不均匀，导致出现新的残余应力。为此一般的铸件保温结束后，都采用空冷或炉冷。对于大型复杂薄壁易变形的铸件，保温结束后应控制冷却速度，以防铸件变形。

结构复杂经多次焊接（包括多次大面积补焊的）的铸件消除应力的温度应选用表2.3-131中给定温度范围的上限，像工业纯钛，ZTA7或ZTC4合金制造的复杂结构多次焊接的铸件，经这样处理后70%以上的残余应力都可以被消除。

（2）退火或普通退火

该种退火也叫工业退火，这种退火与消除应力退火的区别在于它的加热温度比消除应力退火的高，通常都选择在再结晶温度以下。退火过程使合金的组织具有一定的扩散激活能；合金中含有的一些介稳定β相开始发生完全分解，并使铸件中的残余应力完全消除，同时获得均匀的组织和性能。表2.3-132为铸件壁厚与退火保温时间的关系。表2.3-133为钛和钛合金的再结晶温度。表2.3-134为钛和钛合金铸件普通退火的工艺。它和消除应力退火一样，加热和冷却的速度快慢的准则是以防止铸件产生超出允许范围的变形与翘曲为准。退火保温时间从达到表2.3-133中给定温度范围的下限时算起，保温时间长短应根据铸件的壁厚和装炉量多少确定。对于结构复杂经过大面积多次焊接或焊补的铸件，退火温度应选用表2.3-133中给定温度范围的上限。经过这种退火后铸件中的残余应力基本上可完全消除。

表2.3-132　铸件壁厚与退火保温时间的关系

最大壁厚/mm	<1.5	1.6～2.0	2.1～6.0	6.0～50	>50
保温时间/min	15	20	25	60	120

表2.3-133　钛和钛合金的再结晶温度

合　金	再结晶温度/℃	
	$t_{开始}$	$t_{结束}$
ZTA1	580	670
ZTA2	600	700
ZTA5	750	850
ZTA7	750	850
ZTA15	800	950
ZTC4	850	950

表2.3-134　钛和钛合金铸件普通退火的工艺

合　金	退火温度/℃	保温时间/h	冷却方式
工业纯钛	650～760	0.1～2	空冷
ZTA7	700～850	1/6～3	空冷
ZTA15	700～800	1～3	空冷或炉冷
ZTC4	700～850	1～3	空冷或炉冷
ZTC5	540～580	4～8	空冷
ZTC6	700～800	1～3	空冷或炉冷
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	790～820	1/12～1/4	空冷

（3）真空退火或保护性气氛退火

真空退火是减少铸件中氢含量和防止氧化的有效手段。所以它通常是作为铸件交付前的最终热处理或成品铸件的中间处理与最终处理使用，特别是航空航天用的Ⅰ、Ⅱ类铸件及其他方面使用的重要铸件，在交付需方加工使用前必须经过真空退火，以降低铸件中的氢含量和残余应力，防止铸件出现氢脆；同时避免铸件处理过程被空气中的氧氧化，形成"α"层，确保铸件在随后使用过程的稳定性和可靠性。

钛和钛合金铸件中氢的主要来源：①酸洗过程中吸氢。②铸后处理过程控制不当带进的。③焊补过程没保护好造成的。④热处理或热等静压工艺控制不当导致的。⑤熔炼铸造过程炉子真空度不高或漏气造成的。⑥铸件加工和装配使用中沾污没消除干净，致使产生氢化物造成的。⑦在制备母合金电极前，钛合金元素及杂质与氢相互作用，形成固态氢化物。⑧氢的过饱和固溶体分解析出的氢化物。⑨扩散迁移来的氢。

当上述这些氢的总含量超过某一极限浓度时，铸件就会发生氢脆破坏。尤其是α型和近α型合金对氢含量的敏感性最大，而α+β型和β型合金受氢含量的影响不如α型和近α型合金那样敏感。氢在β相中的溶解度比在α相中大得多，在（α+β）合金中，氢主要集中在β相内，当氢含量超过某一浓度值时就发生氢脆。因此在钛和钛合金铸件使用中应规定最大允许的氢含量。

由于钛与氢的相互作用是可逆的，因而可通过真空退火使钛和钛合金铸件中的氢含量降到允许值以下，而且真空退火是钛和钛合金除氢的惟一有效途径。

用于钛和钛合金铸件真空退火的设备通常都是真空退火炉，要求炉子在工作温度为600～900℃下，其真空度应保持在5×10^{-2}～6.7×10^{-3} Pa。

表2.3-135为钛和钛合金铸件的真空退火工艺。真空退火的下限温度选择取决于铸件表面氧化膜的溶解温度。通常钛的氧化膜在550℃即会消失，因此真空退火应高于550℃。除氢保温结束后停止加热，降温冷却，此时炉子的真空度应保持在10^{-2} Pa以上。

表 2.3-135　钛和钛合金铸件真空退火工艺

合金牌号	退火温度/℃	退火时间/h	加热（冷却）速度/℃·h^{-1}	备注
工业纯钛	550 ± 10	2	40	
ZTA15 ZTC4	750 ± 20	2	40 ~ 80	壁厚 < 50 mm
		4 ~ 10	40	壁厚 > 50 mm

真空退火后的铸件表面应为光亮的金属色，退火铸件表面不应出现明显的氧化色、沉积物及其他污物和明显的“α”层。

真空退火的温度不宜太高。因为温度超过一定值后，铸件中的合金元素，尤其是易挥发元素，如 Al、Sn 等，会从铸件表面蒸发，从而发生真空腐蚀，使合金性能发生不可恢复的改变。另外，真空退火在降低铸件中残余应力的同时，也会将铸件中前道工序所产生的有益的表层压应力消除。

保护性气氛（常用氩气）退火，其目的与真空退火一样，但它只能消除应力，防止铸件表面氧化，无法除氢，效果不如真空退火，它的设备简单，成本低。对于氢含量符合要求的铸件，在没有真空退火炉的情况下，可用这种方法退火。

(4) 真空双重退火

真空双重退火的目的是调整铸件的组织结构，提高铸件结构和组织的稳定性，以满足在特定环境下的工作要求。该工艺所用设备和操作程序与真空退火完全一样，不同的仅在于工艺参数。表 2.3-136 为真空双重退火的工艺。经过这种处理后铸件中的残余应力基本可被 100% 消除。铸件表面呈光亮银白色。表 2.3-137 为 ZTC4 合金经过真空双重退火处理后的力学性能。经过真空双重退火后合金的显微组织有些粗大，但力学性能几乎没有什么变化。

表 2.3-136　ZTC4 合金真空双重退火工艺

次数	退火真空度/Pa	退火温度/℃	保温时间/h	冷却方式
第一次	1.33×10^{-1} ~ 1.33×10^{-3}	900 ± 15	2	随炉冷至100℃后出炉
第二次	1.33×10^{-1} ~ 1.33×10^{-3}	700 ± 15	2	随炉冷至100℃后出炉

表 2.3-137　ZTC4 合金经真空双重退火后的力学性能

项目名称 \ 性能	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%
检测值	984	917	7.2	20.0
技术标准要求	≥833	≥735	≥5	—

6.3.2 固溶 - 时效处理

钛合金铸件性能比变形钛合金件低的主要原因之一，是它的显微组织中存在粗大的片状 α 或 α 群体。为了改善和提高钛合金铸件的性能，扩大钛合金铸件的应用范围。从 20 世纪 70 年代开始，人们围绕着显微组织的修正做了大量的研究工作，因为显微组织的修正是冶金上用于改善合金力学性能的最通用方法之一。经过比较长时间的试验研究，到 20 世纪 80 年代中期，已先后研究成功如下的各种强化热处理方法：①α - β 固溶处理（ABST）。②β 固溶处理（BST）。③破碎组织处理（BUS）。④Garrett 公司发明的 GTEC 处理等。表 2.3-138 为上述各种处理方法的具体工艺，表 2.3-139 为 ZTC4 合金铸件的强化热处理工艺。

上述这些处理方法的主要目标是消除晶界 α 相、粗大的 α 片群体和单独粗大的 α 相。α 型钛合金是无法通过淬火时效热处理来提高强度的。只有 α + β 型及介稳定 β 型钛合金和一部分近 α 型钛合金才能采用淬火时效强化热处理。但是由于近 α 型合金中只含有少量 β 相，因而淬火时效的强化效果不如 α + β 和 β 型合金。

表 2.3-138　α + β 型钛合金铸件的几种强化热处理工艺

序号	名称 \ 热处理工艺	典型的固溶处理工艺	共析（中间）处理温度/℃	脱氢处理温度/℃	典型退火或时效处理工艺
1	破碎组织处理（BUS：Broken - up Structure）	1 040℃，0.5 h	—	—	815℃，24 h
2	GTEC 处理（GTEC，Garrett Turbine Engine Company）	1 050℃，0.5h	—	—	815℃，0.5 h + 705℃，2 h
3	β 固溶处理（BST：Beta Solution Treatment）	1 040℃，0.5 h 风冷	—	—	540℃，8 h
4	α + β 固溶处理（ABST：Alpha - beta Solution Treatment）	955℃，1 h 风冷	—	—	540℃，8 h

表 2.3-139　ZTC4 合金铸件的强化热处理工艺

序号	热处理工艺	固溶处理	时效处理
1	ABST（α + β 固溶时效处理）	950 ~ 970℃，1 h，风冷	540℃，8 h，空冷
2	BST（β 固溶时效处理）	1 020 ~ 1 050℃，1 h，风冷	540℃，8 h，空冷
3	BUS（破碎组织处理）	1 020 ~ 1 050℃，0.5 h，水淬	815℃，24 h，空冷

铸造钛合金也和变形钛合金一样，当 α + β 型合金加热到相变点以下，即低于临界温度 t_k 时，不发生相变，得到的仍然是 α + β 两相组织。时效处理后使部分晶界 α 相消失，从而使合金的性能获得改善，疲劳性能得到提高。这就是 α + β固溶时效处理。

如果将 α + β 型、介稳定 β 型和近 α 型合金加热到接近或超过 β 相变点，即高于临界温度 t_k，然后以中速或快速冷却，使原有的显微组织变成薄片状的 α 和 α 群体，原始 β 晶粒内的片状 α 变短变薄，α 群体尺寸也变小，各片交错排列或转变成网篮状组织，这种组织的塑性和疲劳性能都优于原有的铸造魏氏组织，从而使合金得到强化。这种处理叫 β 固溶时效处理。在这过程中冷却速度十分关键，冷却速度慢 β 相就起不到强化作用，因为冷却速度太慢，在冷却过程中就可能发生明显的扩散，这样介稳定的 β 相在随后时效时，就起不到有效的强化。

α + β 型合金固溶处理的温度通常是根据实际需要来选

择的，例如要想获得高的强度和塑性，通常就选择在比处理合金β转变点低30～85℃温度下的α+β区内进行固溶处理。而且在α+β区内进行固溶处理时，还应注意控制温度，如果处理的温度超过了β转变点，强度，特别是塑性就要降低；如果要求较高的断裂韧度或高的抗应力腐蚀性能，应该采用β固溶处理。因为改变了α+β型合金的固溶处理温度，也就改变了处理后合金中β相的含量，随之改变了时效的特性。近β合金通常在低于β转变点的温度下进行固溶处理，而β型合金一般在高于β转变点温度下进行固溶处理。

对于大多数合金，在固溶处理温度下保温的时间，可以根据20～30 min/25.4 mm厚的标准计算确定。如果冷却速度太慢，在冷却过程中一些不稳定相就可能发生明显的扩散，它将影响随后时效处理的效果。对于一般的α+β型合金的淬火，可以采用水或质量分数为5%盐水或烧碱溶液。采用这些介质淬火，可防止固溶处理得到的β相分解，并提供最好的时效性能。如果需要快速淬火，就可采用延时的短暂淬火得到进一步加强。对于β稳定元素含量较高的α+β型合金和薄壁铸件，采用空冷或风冷就足够了。冷却速度最好是按所要求的力学性能允许的冷却速度进行选择，这样可减少铸件变形。

根据热处理铸件的壁厚，对于普通的α+β型合金的延时短暂淬火最长只能允许7～10 s。而含β稳定元素较高的α+β型合金淬火，延时的时间可允许到20 s。淬火的效果和随后时效的特性受处理铸件的壁厚，合金中β稳定元素的量和类型的影响。如合金中β稳定元素含量越高，壁越厚的铸件，经过淬火后获得的拉伸性能就越低。

固溶处理淬火后的合金还要经过时效处理，目的是使合金中的各种不稳定相发生分解，转变成稳定的弥散的α相和β相，从而使合金的性能得到改善。在时效过程中应尽量避免出现脆性相。淬火后的合金，经过合理的时效后，可获得高的强度、足够的塑性和冶金稳定性。

在铸钛工业生产中，强化热处理也可作为一种补救热处理工艺，例如ZTC4合金铸件，它的化学成分完全合格，但在生产过程中，由于某一环节控制不当，使它的某一力学性能，如强度达不到技术条件的要求，这时可以采用固溶时效处理，调节合金的强度，使之达到技术条件的要求。

图2.3-73为铸造ZTC4合金经过HIP+ABST、BST、BUS等强化热处理后的显微组织。由图2.3-73可以看出，铸造+热等静压后的组织具有粗大的原始β晶粒，在原始β晶界上分布有清晰的晶界α相，原β晶内为粗大的片状α群体，而经表2.3-139三种强化热处理后明显地消除了粗大的片状α群体或α束和晶界α相。由于ABST是在相变点以下进行固溶处理的，因此它的组织与铸造+热等静压的显微组织比较相似，在固溶处理时α相没有转变成β相而被保留下来，晶界α依然存在。但是α片的长宽比减小了，并发生了扭曲，连续的β晶界被破坏，这种组织时效后强度较高。

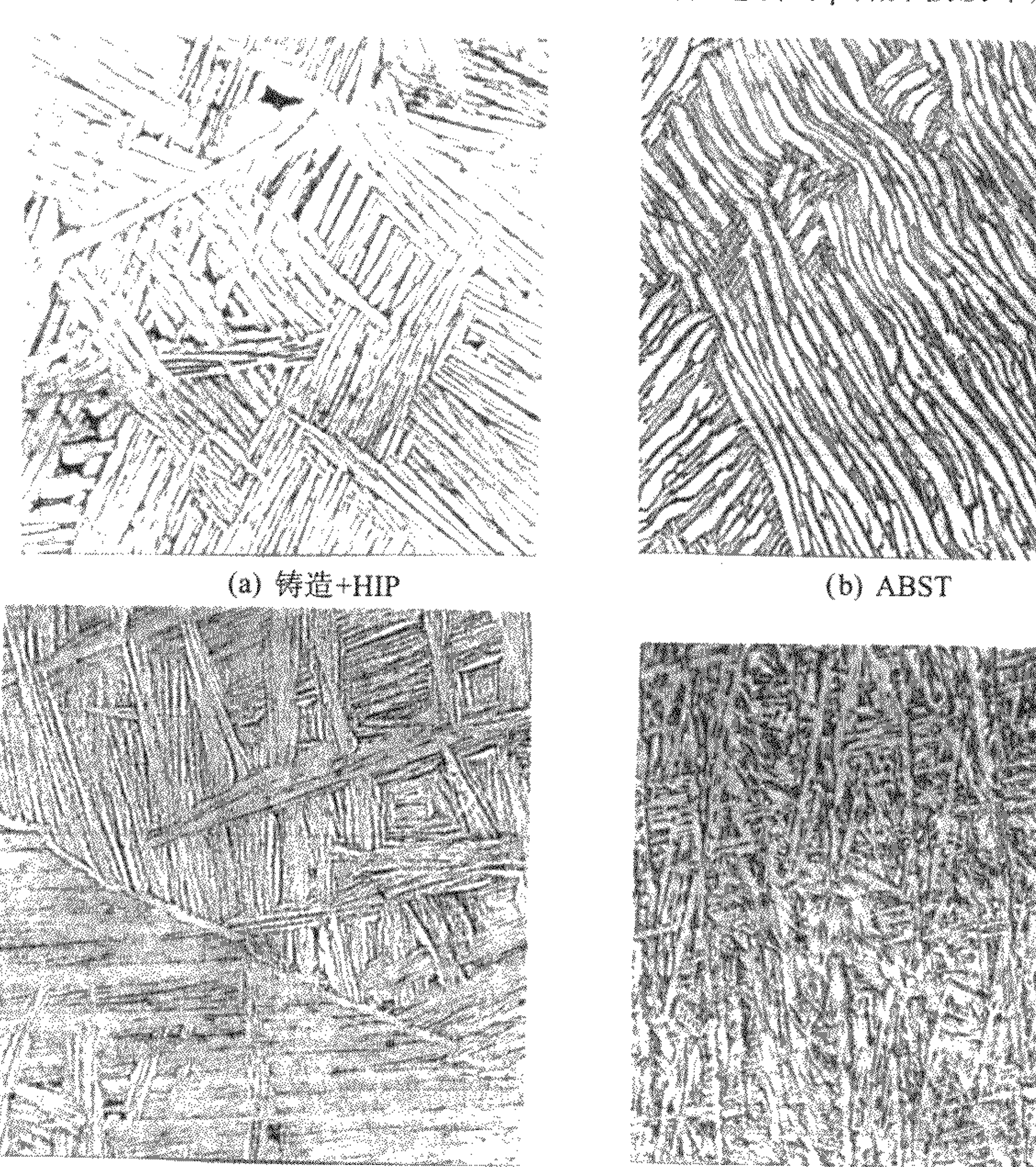

(a) 铸造+HIP　(b) ABST　(c) BST　(d) BUS

图2.3-73　铸造ZTC4合金经ABST、BST、BUS等处理后的显微组织（×500）

BST和BUS是在相变点以上的β区内进行固溶处理，由于随后又采用了风扇冷却和水冷，生成弥散的α相，晶界α消失或变窄，片状α群体尺寸减小，α片的宽度变窄，长度减小，α片相互间位向均不相同，相互交错，呈编织状，甚至形成具有较好疲劳性能及其他综合性能的网篮状组织。BUS处理后的试样，经过随后815℃，24 h的时效处理后，获得了更加短小的片状α。

由于经ABST、BST、BUS等工艺处理后，使合金的显微组织发生了较大的变化，晶界α变形并减小，片状α或群体变薄、变短，相互间呈编织状，因此使合金的力学性能获得了较大的改善。

表2.3-140为ZTC4合金铸造试样采用表2.3-138和表2.3-139的几种强化热处理工艺处理后获得的力学性能。实际铸件的性能，特别是大型铸件，由于晶粒度比较粗大或较

表 2.3-140　ZTC4 合金铸造试样采用强化热处理工艺处理后获得的力学性能

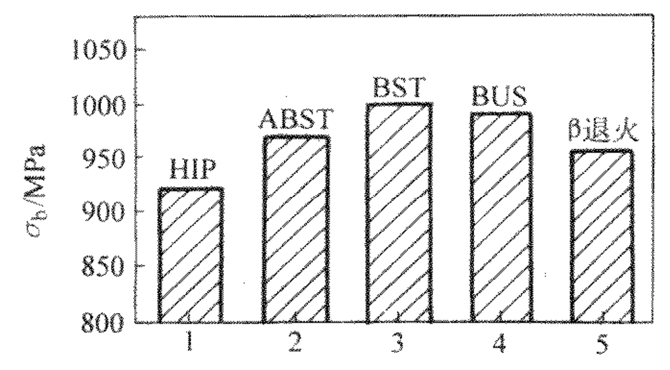
试样状态 (a) ＼ 性能	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
铸态	1 000	896	8	16	107
铸造 + HIP	958	869	10	18	109
	922	861	7.8	15.7	
BUS (b)	1 041	938	8	12	
	990	891	6.5	19.2	
GTE (b)	1 027	938	8	11	
BST (b)	1 055	931	9	15	
	1 000	901	6.9	18.7	
ABST (b)	1 020	931	8	12	
	971	894	7.0	17.1	
典型的β退火锻棒	955	860	9	21	

注：(a) 除铸态外，其他的所有状态都是铸造 + HIP。(b) 详细处理工艺见表 2.3-138 和表 2.3-139。

慢的淬火速度，可能比表 2.3-140 中的数据会低些。

图 2.3-74 为采用表 2.3-140 中强化热处理后铸造 ZTC4 合金室温抗拉强度的比较。表 2.3-141 为 ZTC4 合金铸造试棒采用表 2.3-139 的强化热处理工艺处理后的室温轴向加载高周疲劳性能。

美国已把强化热处理工艺应用到铸钛工业生产中，航空用的一些重要构件已采用这种工艺进行处理。如 V－22 飞机上的变速连接装置构件，使抗拉强度和疲劳强度接近甚至达到了钛合金锻件的水平。



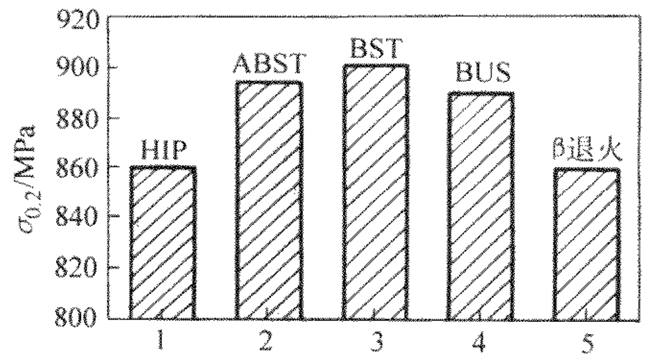


图 2.3-74　铸造 ZTC4 合金强化热处理后室温抗拉强度的比较

表 2.3-141　ZTC4 合金铸造试棒经强化热处理后的室温轴向加载光滑疲劳性能

试样品种	状态	有效应力集中系数 K_t	应力比 R	试验频率 f/Hz	应力循环次数 N 周	疲劳极限强度 σ_D/MPa
单铸试样	铸造 + HIP	1	0.1	130	10^7	428.3
	ABST (a)	1	0.1	130	10^7	522.8
	BST (a)	1	0.1	130	10^7	547.5

注：(a) 试样都是经 HIP 后再进行强化热处理。

6.3.3　特种热处理

(1) 循环热处理

由于钛的相变应力很小，用普通的热处理很难改变原始的铸造组织，无法靠相变使铸造粗大的魏氏组织细化。一些研究者经过研究发现，通过对铸件进行多次的加热冷却循环处理，利用相的体积效应的不断积累，产生和增加内应力，促使再结晶发生，从而造成α片状组织的多边化和变短球化（见图 2.3-75），这种热处理工艺称为循环热处理。

研究表明：铸造 ZTC4 合金粗大的魏氏组织，在α+β相区进行循环热处理时（980℃⇔500℃），会使细长的片状α粗化，同时被碎断，从而使晶粒细化，但是连续的晶界α仍然存在，而且有些粗化。如果在循环热处理前，将铸件或试样进行β淬火，加热至 1 010℃，水淬，使它变成全马氏体组织，然后再进行循环热处理：980℃⇔500℃，10 次，空冷＋900℃，2 h 空冷。这样就可将晶界α基本消除或碎断，使铸造 ZTC4 合金的显微组织的细化程度和均匀性以及疲劳强度都得到明显提高。

(2) 快速热处理

快速热处理就是将钛合金以非常快的加热速度，例如以 100℃/s 的加热速度，加热到β相变点以上，然后立即进行固溶时效处理，这样可以防止在加热过程中，β晶粒长大，使合金在热处理后，仍然保持有良好的塑性。但要将这种工艺用于处理铸件，应特别注意铸件发生变形和易产生裂纹的问题。所以具体实现起来要求很高。

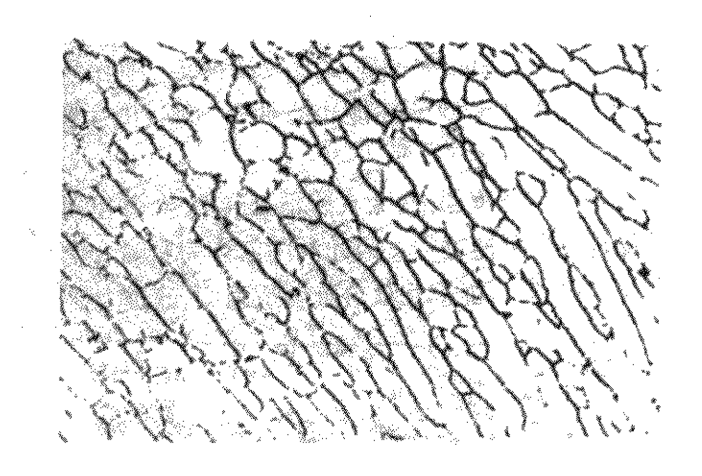


图 2.3-75　铸造 ZTC4 合金经 955℃⇔500℃循环热处理后的显微组织　×320

(3) 氢处理

20 世纪 70 年代以前，人们普遍认为，钛合金中氢含量高会对钛产生消极的影响，使它在使用过程中产生氢脆。在当时氢脆的危险性被认为是很严重的问题，甚至成了重要工业部门中是否使用钛的大问题。后来人们在研究氢脆的同

时，也发现了氢的重要作用，开发了钛合金的氢处理技术。俄罗斯把氢处理称为热氢处理（THT），美国则把它称为热化学处理（TCT）。氢处理是利用氢在钛合金中溶解过程是一个可逆过程，且溶解度很高，同时氢渗入后导致合金的β转变点大大降低后并出现共析反应，从而把氢作为临时的合金元素（或过渡的合金元素），然后通过控制共析反应过程，使钛合金的铸造组织细化，以提高钛合金铸件的力学性能。目前氢处理采用的典型工艺基本上可分为：β固溶处理、低温渗氢、真空除氢；高温渗氢、真空除氢；高温渗氢、低温时效、真空除氢（具体工艺见表2.3-142）。采用不同的氢处理工艺所得的显微组织和力学性能是有些差别的，但几乎所有经氢处理后的钛合金铸件的力学性能都得到了提高。钛合金铸件的氢处理工艺由渗氢、固溶处理、低温共析转变（或叫时效处理）和真空除氢等几个步骤组成。

表2.3-142　钛合金铸件氢处理采用的典型工艺

序号	名称 热处理工艺	典型的固溶处理工艺	氢处理温度/℃	共析（中间）处理温度/℃	脱氢处理温度/℃	典型退火或时效处理工艺
1	热化学处理（TCT：Thermo－Chemical Treatment）	1 040℃，0.5 h	600	冷却到室温	760	—
2	成分固溶处理（CST：Constitutional Solution Treatment）	—	870	继续处理（中间不停顿）	815	—
3	高温氢处理（HTH：High Temperature Hydrogenation）	—	900	冷却到室温	700	—

1）氢处理对铸造钛合金显微组织影响　图2.3-76为氢处理后ZTC4合金显微组织的变化。H是钛合金的一种强β相稳定元素，可显著降低Ti－6Al－4V合金的β转变温度，试验研究表明，当合金中H的质量分数达到0.6%时，就可使Ti－6Al－4V合金的β转变温度（点）降至800℃左右。

ZTC4合金组织为粗大的魏氏体组织，由晶界α和α+β片层结构组成，渗氢处理后的组织变成了主要由α、γ及少量的β相组成，在组织形态上基本上保留了原来的魏氏体组织特征（见图2.3-76b）。在进行固溶处理后，合金的组织转变成了亚稳态β相或马氏体α″相。然后在进行低温共析处理时，由亚稳β相、马氏体α″分解成α相（见图2.3-76c、d）。

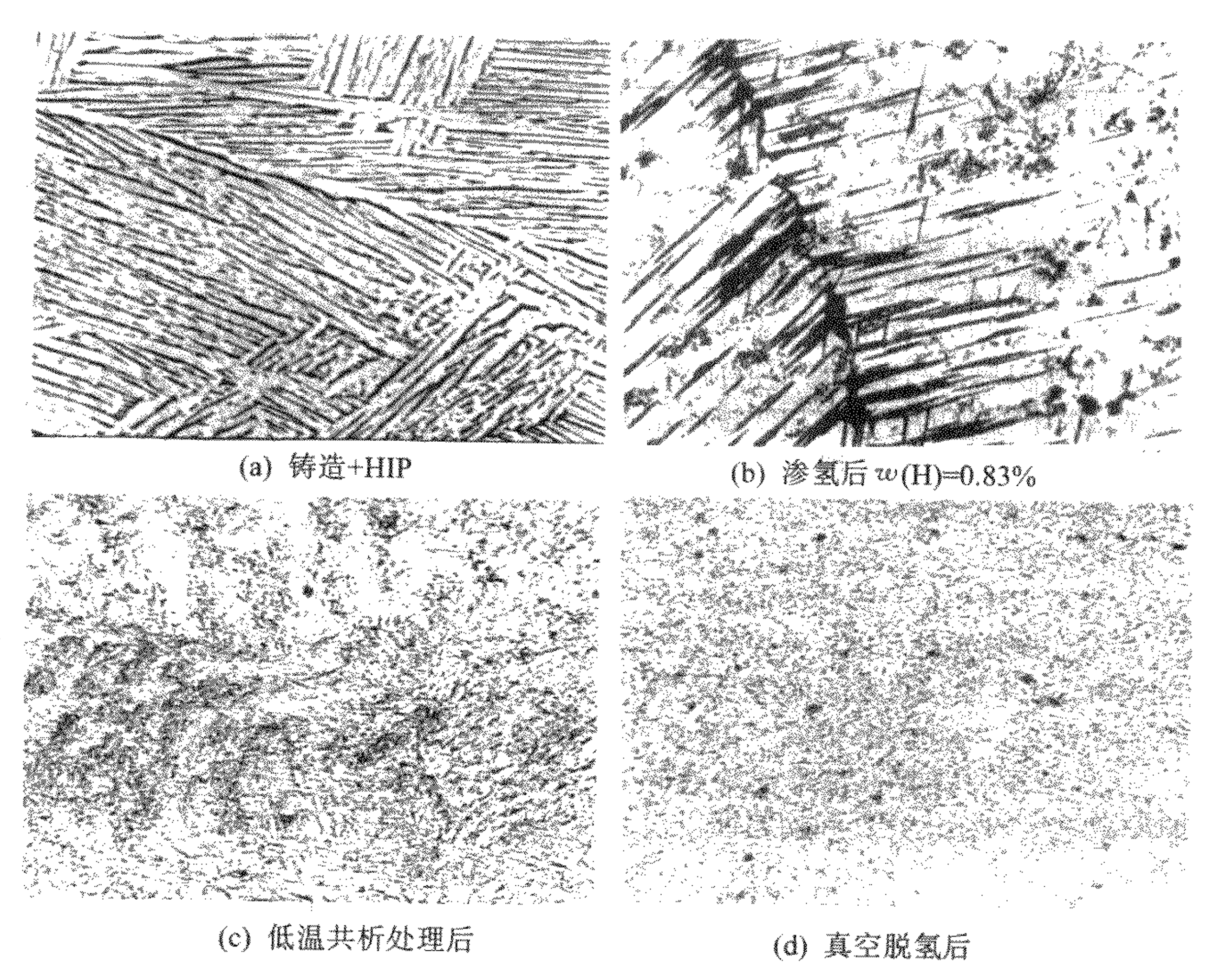
纵观整个氢处理过程可知，氢处理导致钛合金铸造组织细化，主要是由低温共析处理和除氢引起的，其细化机理可以表述为：铸造钛合金试样渗氢时，在α、β界面析出γ相，经β固溶处理后所有的组织都转变为β相，在随后的低温共析处理的转变过程中析出细小的α+TiH_2（γ）共析组织，由于ZTC4合金中存在着β稳定元素钒，使得共析转变不能进行到底，导致在α+TiH_2共析组织之间存在一定的残余β相。这些残余β相在真空除氢时，脱氢球化成很细小的无氢β相，与此同时，共析组织α+TiH_2（γ）在除氢时，也转变成细小的等轴α相。从而使ZTC4合金的粗大魏氏组织转变为很细小的等轴晶组织（见图2.3-76c、d）。

从图2.3-76整个氢处理过程组织的变化情况来看，氢处理ZTC4合金组织细化的程度取决于渗氢量、固溶处理温度及冷却速度、共析处理温度及除氢温度等因素。

氢处理不仅可使α+β型铸造钛合金的显微组织细化，而且也可将近α型钛合金的组织细化，其原因是基于氢是β稳定元素，对近α型合金渗氢后，使它转变成了（α+β）合金，其β相的数量足可以通过淬火与时效实现有效的热处理强化。

2）氢处理对铸造钛合金力学性能的影响　氢处理可以全面改善和提高钛合金铸件的力学性能，使它达到或超过变形钛合金的水平。表2.3-143为ZTC4合金经氢处理工艺处理后的室温拉伸性能。表2.3-144为ZTC4合金经氢处理后的高温拉伸性能。表2.3-145为ZTC4合金经氢处理后的高温持久强度。

ZTC4合金具有比较高的断裂韧度是因为它具有粗大魏氏组织，经过氢处理后显微组织细化了，导致其断裂韧度有



(a) 铸造+HIP　(b) 渗氢后 $w(H)=0.83\%$

(c) 低温共析处理后　(d) 真空脱氢后

图2.3-76　氢处理过程ZTC4合金显微组织的变化（×500）

一定程度的降低，但仍然保持在较高的水平（见表 2.3-146）。如果提高除氢温度或对氢处理的铸件再进行其他的热处理。又会使铸件的断裂韧度得到提高，但同时也将导致铸件的拉伸强度有一定程度的降低。

表 2.3-143 氢处理后的 ZTC4 合金的室温拉伸性能

品种	处理工艺及状态	室温拉伸性能			
		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ϕ/%
铸造试棒	铸造 + HIP	922	861	7.8	15.9
	铸造 + HIP + 氢处理	1 005	947	6.2	13.7
TC4 棒材	退火	953	891	14.6	45.3

表 2.3-144 ZTC4 合金氢处理后的高温拉伸性能

品种	处理工艺及状态	试验温度/℃	高温力学性能		
			σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
铸造试棒	铸造 + HIP	350	522	13.2	34.0
	铸造 + HIP + 氢处理		640	12.4	46.9
TC4 棒材	退火		665	16.1	58.1

表 2.3-145 ZTC4 合金氢处理后的高温持久强度

品种	处理工艺及状态	试验温度/℃	σ_{100}/MPa	备注
铸造试棒	铸造 + HIP	350	539	极限
	铸造 + HIP + 氢处理		635	101 h 未断
TC4 棒材	退火		657	极限

表 2.3-146 ZTC4 合金氢处理后的断裂韧度

品种	热处理工艺及状态	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
铸造试棒	铸造 + HIP	98.5
	铸造 + HIP + 氢处理	87.7
TC4 棒材	退火	77

近 α 和 α + β 型合金铸件经过氢处理后，由于显微组织的细化和晶界 α 的消除，使得它们的高周疲劳强度也得到了明显的提高，表 2.3-147 为氢处理后的 ZTC4 合金的高周波光滑疲劳强度。

表 2.3-147 ZTC4 合金氢处理后的室温轴向加载疲劳强度

品种	热处理工艺及状态	有效应力集中系数 K_t	应力比 R	试验频率 f/Hz	应力循环次数 N/周	疲劳极限强度 σ_D/MPa	备注
单铸试棒	铸造 + HIP	1	0.1	130	10^7	428	①
	C_2					650	
	D_2					700	
TC4 棒材	退火					539	
铸造 ZTC4 合金	铸造 + 热等静压 + 退火				10^7	430 ~ 455	②
	铸造 + 热等静压，淬火 + 时效					525 ~ 595	
	铸造 + 氢处理					700 ~ 735	
变形 TC4 合金	变形 退火					455 ~ 665	
	变形，淬火 + 时效					630 ~ 700	

① 国内的数据；②前苏联的数据。

氢处理与固溶时效处理相比，对冷却速度要求不严，通常达到空冷的速度就可获得良好的强化效果，因此，它可用于处理易变形的和大型复杂薄壁的钛合金铸件。美国、俄罗斯已把氢处理工艺应用到铸钛工业生产中，如美国的 Howment 公司将氢处理工艺用于处理一些大型整体的钛合金精铸件，使其强度、断裂韧度等达到或超过了钛合金锻件的水平。俄罗斯已将钛合金的氢处理工艺推荐为工业应用技术。我国目前只有北京航空材料研究院、东北大学等少数科研单位在进行研究，亟待在工业中推广。

6.3.4 铸件热等静压

钛和钛合金铸件通常在其内部存在有缩松、缩孔以及气孔等孔洞缺陷，这些缺陷常常是裂纹源，对铸件的疲劳性能、可靠性等有很大影响。热等静压就是指将铸件放入密闭容器内，抽真空后，充入惰性气体，在高温高压下，使钛和钛合金铸件内部的封闭性孔洞被压合，并扩散结合成致密组织，消除或减少其内部孔洞缺陷，从而改善或提高铸件的性能。目前航空航天上应用的大部分钛合金铸件一般都必须经过热等静压处理。经热等静压处理后会使合金的显微组织发生一定的变化，晶界变粗，晶内的片状 α 增厚（见图 2.3-77）。在缺陷的愈合处会由于金属变形，产生一定程度的再结晶，使该处的部分片状 α 等轴化（见图 2.3-78）。

钛和钛合金铸件经过热等静压不仅可使铸件中的宏观和微观疏松、气孔、缩孔等得到愈合，而且铸件的性能也会得到很大的改善，使铸件的可靠性达到可与锻件相媲美。

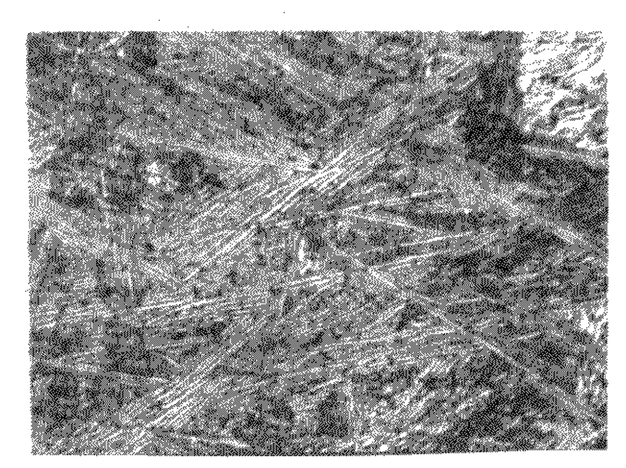
热等静压的效果是否显著，在很大程度上取决于处理前铸件的质量，低质量的铸件经过处理后，其性能大大改善，通常可提高 10 倍。高质量的铸件本来就致密，成分和性能也比较均匀，经过处理后疲劳性能会有大的改善，其他方面改善就不是十分明显了。如果该铸件对疲劳性能要求不是十分重要，综合起来看，尤其是从经济方面考虑，热等静压的必要性就不大了。

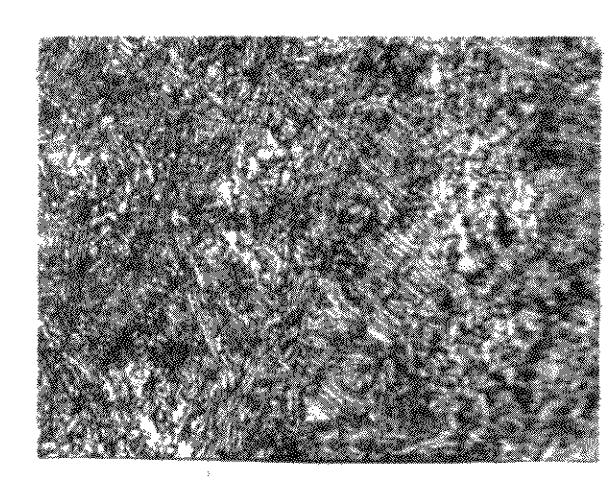
钛和钛合金铸件进行热等静压后，由于晶粒发生粗化，因而，通常它的抗拉强度和屈服强度会有些下降（见表 2.3-148），但是它的疲劳强度可获得较大的提高。例如 ZTC4 合金铸件，经热等静压后，在 10^7 循环周期下，它的平均疲劳强度提高了 130%，即从原来的 196 MPa 提高到 490 MPa。经热等静压后，铸件的可靠性大大提高了。与此同时，铸件的应力断裂性能也得到了较大的提高。由于热等静压使钛合金铸件的性能和可靠性得到了极大的改善和提高，尤其是疲劳性能，因而国外航空部门的许多设计人员，已放心大胆地将钛合金铸件应用到发动机和飞机的关键部件上，如发动机的转动零件，F－22 飞机上的机翼连接接头，V－22 飞机上的变速连接装置等。而且将铸造安全系数从原来的 1.5 改为 1。

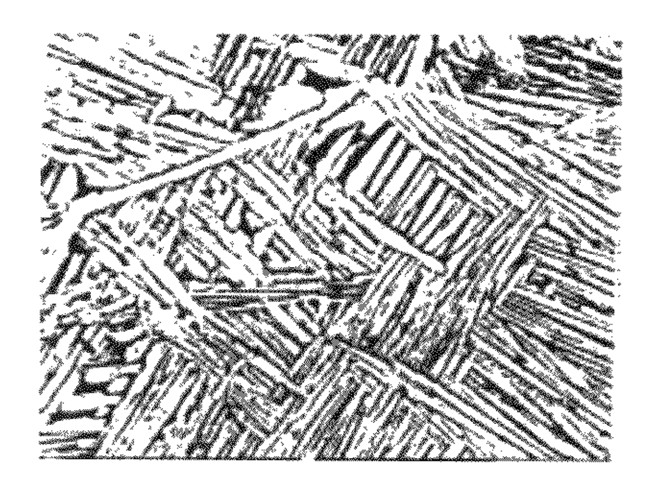
如果把热等静压与固溶时效及其他的强化和特种热处理结合起来，可以将钛合金铸件的性能提高到锻件的水平。

热等静压虽然有许多优点，但也存在一些应引起重视的问题。

1）当加入的高压惰性气体不纯时，铸件可能发生沾污。


(a) ZTC3铸造钛合金(未经HIP)


(b) ZTC3铸造钛合金(经HIP)


(c) ZTC4铸造钛合金(未经HIP)

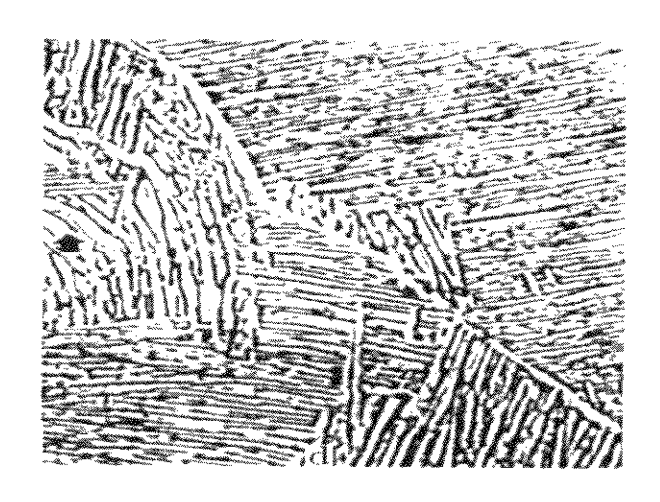
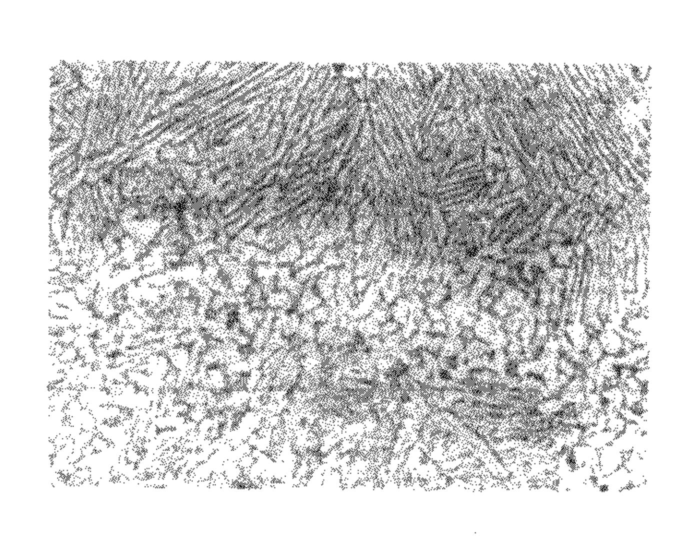

(d) ZTC4铸造钛合金(经HIP)

图 2.3-77　ZTC3 与 ZTC4 合金的铸态组织以及 HIP 后的组织 ×500


图 2.3-78　ZTC4 合金铸件经 HIP 后缺陷处的显微组织　×200

这种沾污对铸件的性能和显微组织，将会产生不良的影响。

2）处理的温度一定要严格控制，当处理的温度过高时，将会使钛合金铸件产生粗大的片状 α 组织，或在铸件的表面上发生再结晶，这将会降低铸件的性能，尤其是高温持久性能。

3）在一般正常情况下，铸件中的气缩孔和显微疏松等缺陷，经热等静压后可以被愈合。但在某些特殊情况下，如与表面连通的孔、体积过大的孔、内表面被沾污的孔或某些特殊的孔等，经热等静压后，不一定能完全闭合。因此铸件在热等静压前后应进行严格的 X 射线检查，以尽可能消除这些孔洞。

钛和钛合金铸件在热等静压前一定要保持清洁，防止沾污、灰尘及其他外来物等。特别要防止与铝、镉、镍等冶金杂质接触。铸件处理后，表面应为银白色或淡黄色，若变为深紫色，甚至呈黑灰色，说明处理气体已不合格，应更换，或说明设备漏气。

表 2.3-148　ZTC4 合金铸造试棒热等静压前后的力学性能

组　别	试样状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
1	铸态	1 000	896	8	16	107
	铸造 + HIP	958	869	10	18	107
2	铸态	899		7.65	18.6	—
	铸造 + HIP	878.5		11.3	21.7	—

采用热等静压处理铸件，从表面上看似乎要增加一些成本，但是由于它消除了铸件中的缺陷，提高了铸件的质量和性能，降低了废品率，扩大了铸件的应用范围。因此热等静压已成为重要铸件生产必不可少的工序。

6.3.5　铸造钛合金的组织结构

钛是一种具有同素异构转变的金属元素，以钛为基的钛合金同样也具有这种同素异构转变的特性，在相变点以上为体心立方结构的 β 相，在相变点以下为密排六方结构的 α 相。

钛及钛合金铸件的显微组织通常都是从高温 β 区冷却下来形成的转变的 β 组织。铸造 α 和近 α 型钛合金的典型显微组织（见图 2.3-79），一般都保持原始的 β 晶界，晶界内由针状 α 以及以网篮状存在的针状或片状 α 组织组成，这些针状或片状 α 的位向相对于原来的体心立方 β 相位向，是按照伯格斯关系的 12 种可能的位向之一进行排列的，位向相同，并排生长的片状 α 构成片状 α 束或集团，通常一个 β 晶粒内有数个按一定位向排列的片状 α 集团，这种集团被称为亚晶。α 型钛合金的片状 α 之间的边界比较清晰，这种组织通常被称为片状组织。

片状 α 大小的变化过程受冷却速度、冷却效果、热处理、焊接、壁厚大小等因素影响。近 α 型合金除片状 α 相外，还会有少量 β 相。片状 α 组织是在相变重结晶时形成的，液态钛冷却时，α 首先在 β 晶界上生核，并长大向晶内生长。相变重结晶速度快时，片状 α 可贯穿全 β 晶粒，形成魏氏组织；冷却速度慢时，α 可在 β 晶内生核长大形成网篮状组织。由于钛合金铸件成形后一般都是在真空下冷却的，冷却速度比较慢，所以工业生产的 α 型钛合金铸件的显微组织常是以网篮状和针状组织存在的。

铸造 α + β 型钛合金的典型显微组织和 α 型合金一样，是由从高温 β 相转变过来的片状 α 和部分残余的 β 组成，它的片状 α 相对于 α 型合金要细小一些，也是按一定位向排列的，它的原始的 β 晶界非常清晰，晶界内含不同形态和尺寸的片状 α 束。α + β 型合金单个的 α 小片，其厚度典型的为 1 ~ 3 μm，长度约为 20 ~ 100 μm。常用的 ZTC4 合金铸件中，典型的 α 群体尺寸范围为 50 ~ 500 μm。图 2.3-80 为铸造的 ZTC3、ZTC4 合金典型显微组织。α + β 型合金铸态组织受铸件冷却速度的影响，合金从 β 区冷却，在没有达到进行无扩散的马氏体转变速度时，α 相首先从晶界开始生长，然后在晶内生核长大，形成交叠的片状 α。冷却速度慢时，片状 α 变得又宽又短，在晶粒内部形成网篮状组织；冷却速度快时，片状 α 变得又尖又长，甚至形成针状马氏体组织。



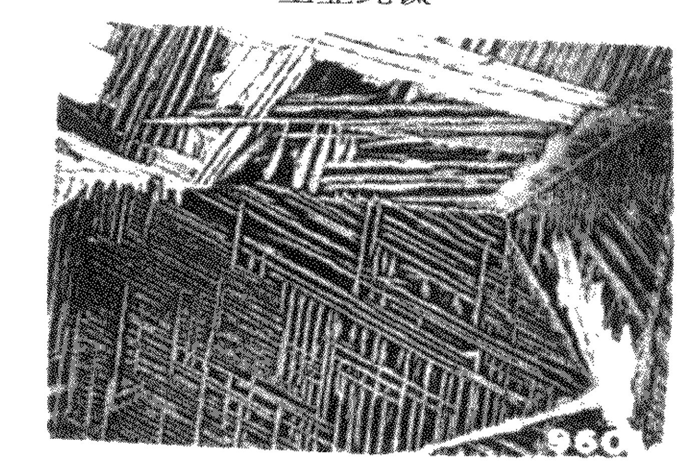
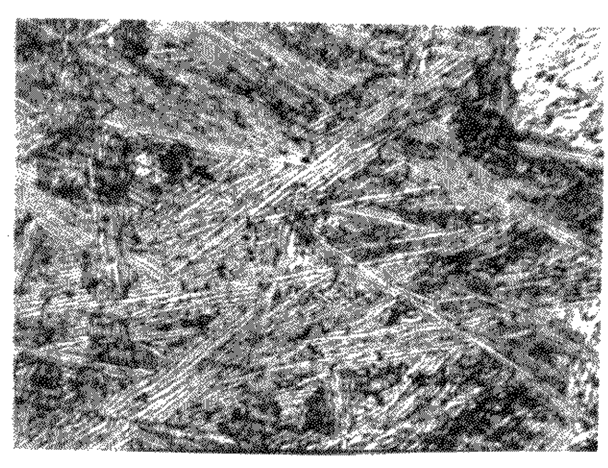
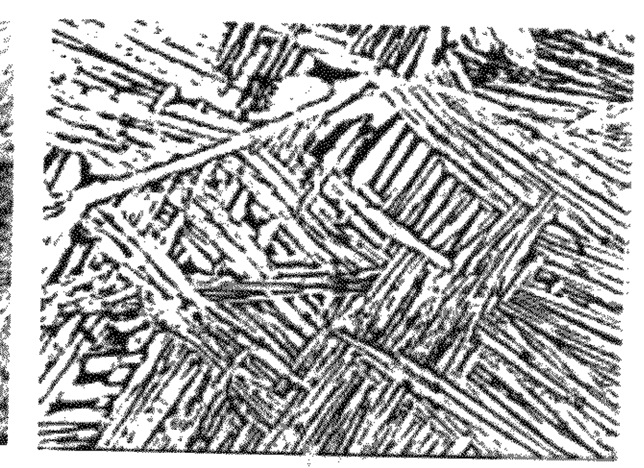


图 2.3-79 工业纯钛的铸态显微组织



(a) ZTC3铸造钛合金



(b) ZTC4 铸造钛合金

图 2.3-80 ZTC3 与 ZTC4 合金的铸态组织 ×500

6.4 铸造钛合金的工艺性能

生产钛合金铸件，既要满足产品尺寸、精度、性能要求，又要符合便利生产的原则，因此，研究钛合金的铸造性能、焊接性能和机加切削性能是十分必要的。

6.4.1 铸造性能

铸造性能是钛合金作为铸造材料非常重要的特征，直接关系到铸件的成形性，它取决于钛合金的成分和铸造工艺参数。设计钛铸件时必须充分考虑这些性能。

（1）流动性

流动性是表征熔融金属流入铸型浇道和充填铸型的能力。熔融金属填充铸型是一个复杂的流体动力学和物理化学过程。评定流动性必须考虑以下几个方面。

1）铸造合金的性能　包括液态金属的热物理性能、结晶特性、黏度、密度和氧化程度等。

2）铸型性能　含热物理性能、湿润性能、表面粗糙度、孔隙度和化学反应特性。

3）熔炼和浇注条件　含金属过热度、浇注速度、浇注方式和熔铸气氛等。

测定流动性采用螺旋形、V 形直棒或栅柱型等专用工艺试样，用试样充填长度来度量合金的流动性。钛合金流动性测定最广泛的使用螺旋试样，但各国采用的试样形状与截面尺寸都不一样，因此钛合金流动性只能进行比较性的评估。流动性测定通常采用人造石墨铸型。为防止表面吸气，石墨铸型必须保存在真空箱内。

一般认为，钛合金具有良好的流动性能，在相同的过热温度下，钛与铸钢的流动性相近；有人甚至认为，钛的流动性要高于 35 铸钢和 ZL2 系列铝合金。不同钛合金流动性能见表 2.3-149。

表 2.3-149 钛合金的流动性

合　　金	螺旋流动性试样长度/mm
纯钛	40.5
Ti - 5Al - 2.5Sn	39.5
Ti - 6Al - 4V	42.5
Ti - 6M - 2Sn - 4Zr - 2Mo	39
Ti - 6Al - 6V - 2Sn	40
Ti - 11Mo - 6Zr - 4.5Sn	22
Ti - 4Mn	15
Ti - 8Mn	9

合金成分对铸钛流动性有很大影响，如图 2.3-81 所示。钛 - 硅亚共晶合金具有很宽的结晶区间，初生晶体呈树枝状，其流动性能比较差。添加 Fe、Cu 等元素的钛合金也具有同样的倾向，这类合金不适合于铸造薄壁的异形铸件。合金的热物理性能，首先是结晶热，对流动性具有很大的影响，在钛 - 铝合金中，随铝含量的增加结晶热大大提高。在钛中添加质量分数为 10% 的铝，合金结晶热从 327 J/g 增加到 435 J/g，因此，尽管添加铝会使合金的结晶间隔有所扩大，但合金的流动性可获得明显提高。熔炼浇注钛合金时，锰、铬等蒸气压较高的元素比较容易挥发，使液态金属的热焓下降，对流动性产生不利的影响。实验证明，凝壳熔炼时钛

合金中锰的总损失率为20%～30%，当浇注含 w（Mn）=15%的钛合金时，温度大约降低150℃，其流动性显著变差。

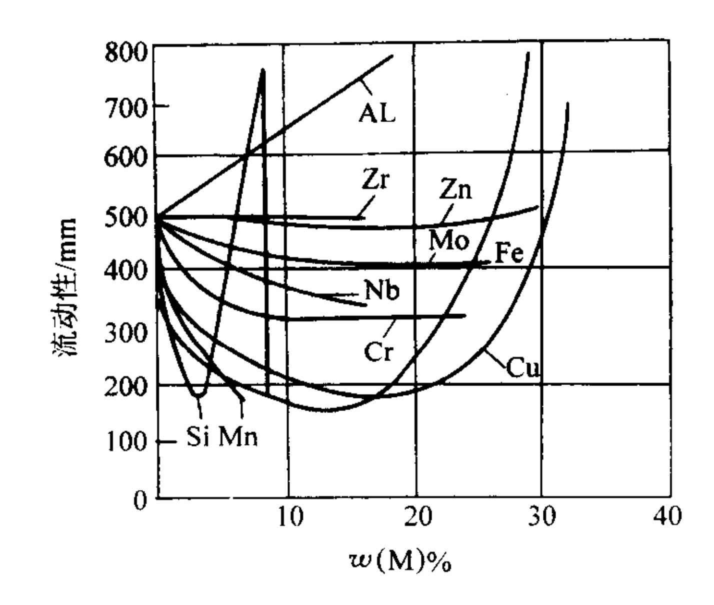


图 2.3-81 合金元素对钛的流动性的影响

在共晶点附近成分的合金（如Ti-Si、Fe-Cu等）具有突出的流动性能，但由于这类共晶合金力学性能不好，一般不能用作结构合金。

Ti-6Al-4V与Ti-5Al合金均具有与纯钛相当的良好流动性能，它们已成为使用广泛的铸钛合金。合金元素质量分数超过10%以上的合金，流动性就有所变差。在研究新的铸造钛合金时，应当尽量减少快速共析元素（如Si，Fe，Cu等）和蒸气压高的元素（如Mn等）。

铸型材料对钛合金流动性具有很大影响，表2.3-150示出了纯钛在各种不同材料的铸型中浇注所获得的数据。从中可以看出，除了铸型导热、热容的影响外，造型材料对熔融金属的润湿性能影响也很大。石墨对熔融钛的润湿性非常好，这就使得熔融钛在导热性非常高的加工石墨型中浇注，仍具有很好的流动性能。

表 2.3-150 铸型材料对钛的流动性与润湿性的影响

铸型材料	二氧化锆	电熔刚玉	镁砂	石墨	
				20℃	800℃
螺旋流动性试样长度/mm	—	210	370	470	—
润湿角/（°）	135	120	107	90	0

铸型表面的粗糙度对钛合金的流动性也有一定影响。对于各种合金，采用表面粗糙度小的精铸型壳比砂型具有更好的流动性。

铸型浇注前进行预热，可以提高合金的流动性。实验表明，浇注钛的铸型预热温度较低时（<400℃），流动性提高并不显著（见表2.3-151），而这个温度范围，正是实际浇注工艺中通常采用的。

表 2.3-151 浇注前石墨型预热温度对纯钛流动性的影响

铸型预热温度/℃	20	210	400
螺旋形试样长度/mm	470	420	445

改善金属流动性最有效的办法是提高浇注温度。但由于钛合金采用电弧凝壳熔炼，金属过热度低（一般为60～100℃），在这方面与一般金属相比效果不大。实践中，一般采用增加熔炼电流，缩短浇注前的电弧电极提升及坩埚倾倒时间，以及离心浇注均可改善钛金属液的流动性。

（2）填充性

填充性是指金属和合金精确地复制铸型轮廓，特别是复制薄截面轮廓的能力。填充性是制造薄壁和精密铸件时选择合金的主要准则之一。

铸件薄截面的充填与尖锐边缘轮廓的精确复制，在很大程度上取决于毛细管作用。因此液态金属的表面张力和对铸型湿润性能，是决定填充性的两个重要因素。

填充性与流动性一样，是金属的两个不同的铸造性能。它们之间存在联系，在有毛细管作用的小截面与尖角处，反映填充性的表面张力，与合金流动和填充铸型能力，存在一定的一致性；而在另外情况下，表面张力与流动性之间就不会有直接联系了。因此，铸造这类铸件，只按流动性选材是不合适的。在很多情况下，尽管合金的流动性完全相同，但充满薄壁件的能力却往往相差很大。

液态表面张力的研究表明，合金元素对其具有很大影响。添加合金元素铝、锆、锡和铌，能促使钛合金表面张力提高，改善填充性。但含量达到一定程度，钛-锆和钛-锡合金的表面张力就开始下降；而添加锰、硅、铁等元素，可降低填充性。一般说来，与钛形成置换固溶体的合金元素，可以提高液钛的表面张力。

湿润性是金属和铸型的重要铸造特性之一，它对填充铸件的薄壁截面与尖锐边角，起着很大的作用。当使用润湿性良好的铸型材料时，毛细管作用能帮助充满薄截面。从所研究的石墨、电熔刚玉、电熔镁砂和二氧化锆等耐火材料与熔融钛之间润湿角的结果表明（见表2.3-150），石墨与钛的润湿性能是最好的，尤其当石墨型预热至800℃时，熔融钛在它上面形成非常薄的一层，甚至润湿角都很难测量出来。在以上耐火材料中，氧化锆的湿润性最差。

图2.3-82列举了几种两相合金中合金元素含量对润湿角和表面张力的影响曲线。从中可以看出，在一定的浓度范围内，润湿性随合金元素的增加而变差，同时，表面张力与湿润角曲线变化特征类似。因此可以认为，任何元素的添加，都将使钛的填充性变差。钛合金填充性的试验也证实了这点，在一定范围内，随添加元素含量的增加，填充性能随之下降，并且发现，锰、硅和铁等元素影响最大。

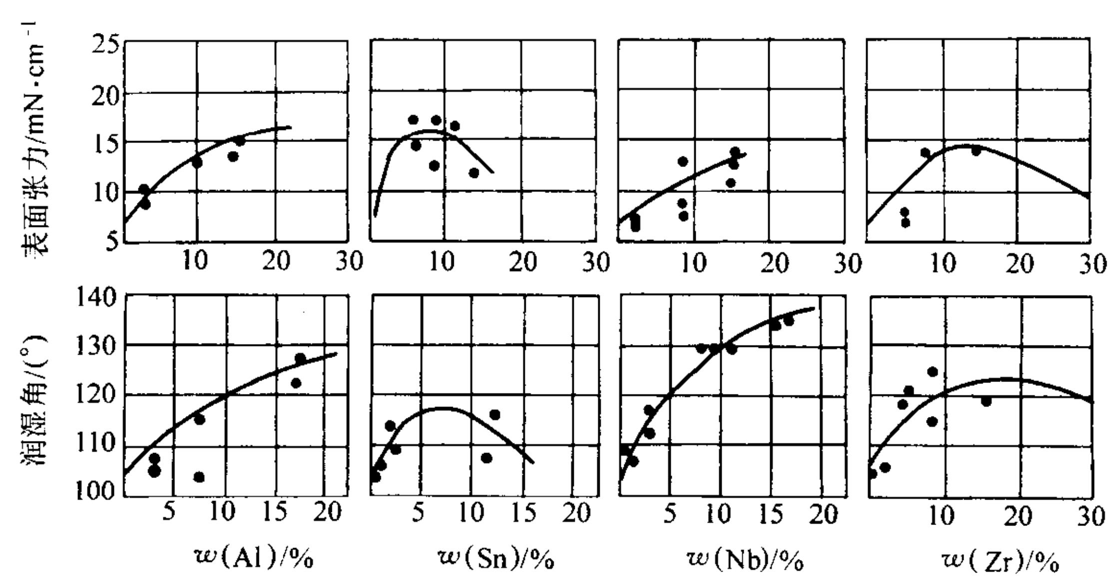


图 2.3-82 合金元素对液钛表面张力和润湿性的影响

除表面张力和润湿性外，熔融金属的黏度对填充性也有一定影响。黏度由很多因素决定，其中包括合金的热物理性能。合金的结晶特性，包括结晶温度间隔、初晶粒的形状和尺寸，对填充性存在影响。结晶间隔大的钛－硅和钛－铁合金，都具有较差的填充性。

造型材料与熔融钛的相互作用直接影响填充性，如反应产生大量气体，阻碍了钛铸件薄壁部位的填充及尖锐轮廓的复制。填充性在很大程度上取决于浇注方式，离心浇注方法是提高钛合金薄壁铸件填充性的最有效办法。铸型在浇注前进行预热，在一定程度上也可以改善填充性。

(3) 收缩与缩孔

金属及合金的收缩表示金属从液态冷却至低温时在体积与线性尺寸上的变化。金属收缩一般分为液态金属的收缩、凝固时的收缩和固态下的收缩三个阶段。金属的体收缩为以上三部分的总和；线收缩是铸件从线收缩起始温度（即铸件形成硬的结晶骨架的温度）继续冷却到室温的尺寸变化。

线收缩表示铸件外形尺寸变化的特性，常用线性尺寸的相对变化的百分数来表示。

钛合金的线收缩相对比较小，表2.3-152列举了几种不同钛合金的线收缩率。钛与45钢相比，其收缩在浇注完后增加较为缓慢。钛在冷却时期的线收缩是不均匀的，随时间的延长，收缩速度减小，这显然与α/β相转变有关。钛合金的线收缩相对比较小，特别是在浇注后线收缩缓慢，这种特性是钛合金形成裂纹倾向性小的原因之一。

在实际异形铸造中，自由收缩情况很少发生，由于铸型和铸件本身结构问题，往往发生的是受阻收缩。受阻收缩率根据不同铸型与铸件部位来确定。最小的受阻收缩率等于零，这时铸件尺寸完全等于铸型尺寸。

表2.3-152 铸造钛合金与铸钢的线收缩率

合　金	线收缩率/%
工业纯钛	1.0~1.1
Ti-5Al	1.45~1.6
Ti-6Al-4V	1.2~1.5
45钢	1.9~2.0

金属的体积收缩反映铸件缩孔、缩松缺陷的大小。金属冷却时体积的变化取决于体积收缩系数 α_V，α_V 与金属性能有关，它决定了铸件从 T_0 到 T_1 温度范围内的体积变化能力。铸造钛合金凝固期内的收缩与结晶间隔、冷却速度及气体析出情况有关，随着结晶间隔的增加，凝固期内的收缩显著增加。

缩孔与缩松是金属在液体状态和凝固期间冷却时体积减小的自然产物，缩孔与缩松的总体积可用铸件的密度之比来测定。钛合金的缩孔体积和形状与铸件形状及合金种类有关。结晶间隔小和流动性高的共晶合金，易形成集中缩孔；而结晶间隔大和流动性差的合金，多半形成分散的缩松。气体对钛铸件缺陷的形成起着很大的作用，在实践中钛铸件往往形成气缩孔缺陷，不论集中缩孔还是分散缩孔，这些缺陷特征都是呈球面体或多球面组合体形态。

由于钛合金铸件过热度低，静止浇注时压头小，补缩距离比较短，冒口作用范围小，这就使得钛铸件倾向形成二次缩孔和分散的缩松。提高钛合金补缩距离最有效方法是斜度补贴法。

(4) 形成气体缺陷的倾向性

易产生气体是钛合金铸造的特点之一。钛属活泼性金属，对气体的亲和力很大，在熔炼过程中，熔融钛吸收气体的来源很多，归纳起来有：

1) 炉料中含有的吸附的气体；

2) 真空度不高时炉内的残余气体和漏气时进入炉内的气体；

3) 吸附在炉膛表面与炉内夹具上的气体、熔炼浇注时受辐射热与金属飞溅加热释放出来的气体；

4) 熔融钛注入铸型时，释放出的原吸附于铸型表面上的气体，以及金属与铸型材料反应生成的气态产物。

钛合金气孔分为外来气孔与析出气孔。外来气孔是在浇注时铸型加热放出来的气体或液钛与铸型材料反应生成气体产物而造成；析出气孔是熔融钛冷却凝固时溶解在金属中的气体析出而产生的气孔。

钛是一种溶解气体时放热反应的金属。冷却时，液钛中的气体溶解度降低，从液态转变为固态时，钛中气体溶解度发生突变，这就构成了在钛凝固过程中形成气泡的重要因素之一。气泡的形成也是一个生核长大的过程，只有当泡内气压达到一定数值后才能保证气泡的稳定生长，但关于钛铸件气孔形成的机理至今还不完全清楚。

钛合金铸件产生气体缺陷的程度与浇注温度有关。钛合金浇注温度低，铸件凝固加快，从而阻碍所生成的气泡上浮和排除铸件，这样在铸件中容易形成较多的气体缺陷，并且在铸件上部较为严重；随着浇注温度的升高，气体缺陷有所下降，但在一定条件下，过高的温度使得液钛与铸型反应加剧，促进了气泡增加，使铸件气体缺陷变得更为严重。钛合金熔炼浇注炉内残余压力对铸件气体缺陷也具有重要影响，提高压力不利于坩埚中钛液的除气，也阻碍了铸件中气泡浮出与排除。当然，在较高压力下浇注与凝固，可抑制气泡生核与长大。因此，钛合金最理想的熔炼铸造设备是：在真空下熔炼，在高压下浇注、凝固。

研究证实，真空凝壳熔炼浇注工艺不利于消除钛铸件的气体缺陷，主要是由于金属熔炼除气能力较小，另一方面由于铸件在真空下凝固促进了气泡的长大。目前消除钛铸件气体缺陷最有效的方法有：①铸型真空除气。②保证铸型有良好的透气性，在浇注系统中设置合理的排气道；③离心浇注，也可以采用压力铸造。

(5) 抗裂性

铸件在凝固和冷却过程中，由于收缩、相变与铸件不同部位的温差所引起的铸造应力，会导致裂纹产生。铸造裂纹分为热裂和冷裂。热裂是在固相线附近形成；冷裂则在比结晶温度低得多的弹性变形区内形成。

钛及钛合金最突出的特点是具有较高的抗热裂的性能。甚至采用无退让性的加工石墨型芯时，也能获得无热裂的钛铸件。合金元素对钛的抗裂性存在影响，一般来说，含β共析元素的钛合金（如Ti-4Al-4Mn与Ti-8Mn），以及合金元素含量较高的α与近α合金（如Ti-8Al-1Mo-1V）的抗裂性都比较差；而含β同晶元素的α+β合金（如Ti-6Al-4V）则具有较好的抗裂性能。

表面裂纹是钛铸件最常见的缺陷，按其形态及形成条件，表面裂纹属于冷裂。其原因是表面常存在一个因间隙元素渗入形成的"α"脆性层，硬度高，塑性低，在热应力作用下，从"α"层产生裂纹，并随后穿过"α"层厚度，而形成裂纹向铸件纵深扩展。为了消除表面裂纹，最好采用导热性低、热容小的铸型，如陶瓷熔模型与捣实型；提高铸型预热温度和降低金属浇注温度，也是减少裂纹的有效措施。

总之，一般铸造钛合金的弹性模数和线胀系数小，有塑性断裂的倾向，在高温下又具有较高强度，这些物理和力学性能的综合特性，使合金具有很高的抗裂性。钛合金铸件"α"脆性层的存在及容易产生表面冷裂的倾向，是钛铸件的又一特性。为消除冷裂产生与扩展的危险，钛铸件在出厂前，一般采用吹砂酸洗处理，彻底去除"α"脆性层。

(6) 铸造表面特性

金属和合金铸造表面形成的特性取决于：它们复制铸型表面轮廓的能力（粗糙度、机械粘砂）、形成宏观不平度（冷隔、流痕）的倾向，以及与铸型起化学反应的倾向（铸疤、α层、化学粘砂）。

铸造表面质量是以表面粗糙度（显微不平度）和宏观不平度来衡量。表面粗糙度表示铸件表面轮廓凹凸不平的程度，它是以微米来计算的。宏观不平度包括显微凹凸部分平均线的曲率、冷隔、流痕、裂纹、表面针孔和夹杂等。钛合金铸件另一个重要的表面质量问题是"α"层厚度，铸件表面"α"脆性层的产生，主要是由于金属与铸型交互作用造成的，铸型表面上吸附的气体也是很重要的因素。

与其他金属一样，钛合金铸件表面粗糙度取决于铸型表面的粗糙度，铸型面层材料颗粒度越大，铸件表面粗糙度值越大。铸型材料的润湿性能和热学性能对钛铸件表面轮廓的形成产生重要的作用，这反映在用不同材料的铸型，所浇注出的钛铸件表面粗糙度具有较大的差异。铜模的导热性好，所浇铸件表面粗糙度值大；石墨加工型虽然导热性也很好，但石墨对液钛的湿润性好，因此它的铸件表面粗糙度值相对比较低；另外，实践表明铸型温度对表面质量也具有明显影响。

6.4.2 焊接性能

钛合金并不难焊接，关键在于防止污染，此外有些钛合金在焊接或焊后热处理过程中可能形成马氏体 α'、ω 相等，使焊接接头变脆。

影响钛合金焊缝性能的主要因素是合金成分及焊接和热处理工艺。这些因素对加热和冷却过程中的相变，形成组织的均匀性和类型都有影响。

钛合金焊接时，若有间隙元素 H、O、N 等进入焊缝，会造成污染，特别是氢危害最大。故钛合金焊接应在惰性气体保护下或在真空中进行。

各种合金元素对钛合金焊缝和热影响区的塑性均有不同程度的影响。含β稳定元素的合金焊缝的塑性比含α稳定元素的合金低得多。β稳定元素对焊缝塑性的影响按以下顺序依次降低：Cr、Fe、Mn、W、Mo 和 V，并在焊缝和焊缝附近区域形成弥散而脆性的 α'相。

研究表明，当α稳定元素的含量在α钛的溶解度范围以内时，α钛合金的焊接接头的性能与基体相近，而且退火后性能变化不大。这是因为合金具有单相α组织，只是从β相区冷下来时得到针状α。这类α钛合金的焊接性能良好。

α+β钛合金焊接接头的塑性，随β稳定元素含量的增加而降低。当β稳定元素质量分数小于3%时，塑性还比较满意；当β稳定元素含量增加大时，接头的塑性、韧性显著降低。这是因为在焊接的热循环过程中，焊缝组织内形成了马氏体 α'的缘故。焊后退火，则 α'分解，接头的强度与塑性与基体金属接近。

当β稳定元素含量较高，能在焊缝组织中保持 α''或亚稳β相时，接头在焊接状态具有好的塑性。但组织不稳定，焊后受热，可能形成ω相使性能变脆。

为了清除焊后的残余应力以及稳定组织与性能，改善塑性，防止脆化，焊后需进行适当的热处理。

铸造钛合金的焊接主要是指在钛铸件生产流程中的焊补。焊补是修补钛合金铸件、减少与清除各种缺陷（冷隔、流痕、裂纹、气孔、缩孔、夹杂等）的重要方法。大部分钛铸件都在保护气氛的焊箱内进行氩弧焊补，少数民用铸件允许采用大气下氩弧焊焊补。

钛合金铸件焊补应严格按照工艺规程进行。装入焊补箱准备修补的钛合金铸件，必须表面洁净，彻底磨削去除缺陷，并修磨出适合焊补的坡口。焊补标志应当醒目。与铸件一起装入焊补箱的有备用钨电极和焊丝填料。焊补填料一般采用同类合金的丝材。为了保证焊缝金属的力学性能，并防止出现焊接裂纹，通常使用低氧含量合金丝。在有的情况下，也允许使用铝当量偏低的同类合金，如 ZTC4 合金铸件，常使用 TC3 合金丝作为焊补填料。为了保证焊补时钛铸件不氧化，一般箱体抽真空后（<6.5 Pa），应充一次氩气进行洗炉，然后再抽一次真空（<6.5 Pa），最后充氩至一个大气压才能实施补焊。操作人员进行正式焊补前，必须预先在一块钛板上起弧试焊。这时如果焊点为光亮银白色，则表明焊补箱内气氛合格；如果焊点氧化，则必须重新抽真空，直至合格为止。

钛合金铸件焊补后，对焊补质量首先进行目视检验，包括焊缝颜色和表面焊合状况。通过目视检验的铸件，喷砂、酸洗后可进行 X 光、荧光检验。不合格的焊接缺陷，包括超标的虚焊点、冷隔、气孔、夹杂、裂纹、氧化焊点，都应彻底磨削去除，调整工艺，重新焊补。对于航空铸件，同一部位焊补次数不得超过三次。铸件焊补后需经退火处理。

6.4.3 切削性能

钛和钛合金的切削加工性能与耐热结构钢相似。钛合金切削加工困难的主要原因有两个：第一是钛的摩擦因数大、导热性差、热量不易散失，切削热量都集中在刀尖上，使刀尖温度升高（可达 1100℃），因而刀具很快软化、磨损和变钝；第二是由于钛的化学活性高，温度升高时容易黏附刀具，造成黏结磨损。

在钛合金的切削加工中，应正确选择刀具材料，制订合理的加工工艺，并配用效果良好的冷却液。

实践证明，切削钛合金时，用钨-钴类硬质合金刀具优于钛-钨-钴类。这是由于前者不含钛，与钛合金工件的亲和性较小，且本身强度较高的缘故。常用的切削刀具材料有 YG8、W4 及细晶粒的 YG6X 等。

加工钛合金时，刀具一定要保持锋利，因为刀钝后切削力增大，切削热增多，温度更加升高，甚至会将刀具完全烧坏。

钛合金的切削速度应比钢的切削速度慢，吃刀量则应大些，切削深度应该超过前一次切削时产生的冷作硬化层的厚度。退火状态的钛合金铸件在车削时切削深度为 0.63～2.5 mm，切削速度为 45～65 m/min，进给量为 0.13～0.25 mm/r。在坯料扒皮时，切削深度应大一些，因为坯料表面有污染层，硬度高，最易磨损刀具，去掉表皮后、切削就容易一些。

采用适当的切削液可降低切削温度，延长刀具寿命。切削液可采用质量分数为 5%的亚硝酸钠的水溶液或 1:30 水溶性油的乳状水基冷却液。加工钛合金时切勿使用氯化油作润滑剂或切削液，因为氯化残余物会使零件产生腐蚀开裂。

另外，切削速度高，切屑细小，又无适当切削液时，切屑有着火的危险。火灾发生时，可用细的干砂扑灭，不能用水和二氧化碳作为灭火剂。

磨削只有在零件需要精加工时进行。钛合金磨削时容易产生烧伤、波纹及变形。建议选用绿色碳化硅磨轮，这种磨料与刚玉及其混合磨料比较，磨削性能好、金属去除量大、功率消耗小。磨削液最好选用水剂切削液。经过磨削的表面将产生表面应力，可根据零件使用要求，进行表面残余应力的消除。

6.5 铸造钛合金的工程应用

6.5.1 工程应用现状

钛及钛合金因比强度高、耐蚀、可焊接、耐高温、无磁性等优异综合性能，在众多领域得到广泛应用。但相比之下铸造钛合金的发展远远落后于变形钛合金，20 世纪 50 年代

变形钛合金已开始批量生产与应用，而钛合金铸件到 20 世纪 60 年代才开始应用于石化工业。钛铸件正式应用航空工业，已到了 20 世纪 70 年代，与变形钛合金在飞机上的应用相差 20 年。目前，虽然变形钛合金仍占主导地位，但近年来，钛及钛合金铸件生产与应用保持着强劲的发展势头。

20 世纪 70 年代，美国在飞机发动机上用钛质量分数基本稳定在 20% ~ 30%的范围内。钛合金锻件机械加工比较困难，成本较高。为了降低新型飞机和发动机的制造成本，提出了钛合金近尺寸成形工艺发展计划，包括精锻、精铸、超塑成形、扩散焊、粉末冶金工艺。后来的实践证明，钛合金精密铸造工艺的发展，解决了钛及钛合金铸件的质量问题，提高了航空应用的安全系数。作为尺寸精度很高的精密铸件，节省了大量机械加工工时，尤其是由几个零件组合的整体大型钛合金精铸件的研制成功，大大降低了钛零件的制造成本，从而使钛及钛合金铸件产量从 20 世纪 80 年代开始获得了一个飞速发展。

在 20 世纪 90 年代，钛合金铸件在石油化工、医疗器械、精密机械和体育器械等方面得到很大的发展和应用，尤其是钛合金精铸高尔夫球头的推广应用，促使铸钛工业发生了变化。美国、日本、中国大陆和台湾纷纷建立钛合金精密铸造的专业化工厂。钛及钛合金铸件的工程应用主要体现在以下几个方面。

(1) 军用

很多国家的铸钛工业是应航空、航天等军事发展的需要建立起来的。由于钛合金比强度高，使之成为航天工业的关键材料之一。

1) 飞机　飞机襟翼滑轨是美国 20 世纪 60 年代首次试用的钛铸件之一，其原型铸件采用了石墨捣实型工艺制造。从 1972 年起，铸造钛合金开始正式应用在飞机上。当然，首先应用的是那些受力不太大的中小型结构件，包括支座、接头、框架和铰链钩架等。钛合金因其耐高温、高比强度，在航空发动机的高压压气机上应用，可以大幅度提高航空发动机的推重比。飞机越先进，用钛量越多。美国战斗机的用钛量已由 20 世纪 50 年代的 2%提高到 90 年代的 41% (F-22)（见表 2.3-153)。重型轰炸机 B1-B 的单机用钛量约为 90 t。可以想象如果没有钛，就不可能有高推重比发动机，更不可能有像 F-22 性能如此优越的先进战斗机。

表 2.3-153　国外先进军机用材量对比　%

机　种	设计年代	钛合金	结构钢	铝合金	复合材料
CY-27	1969	17	10	60	—
F-14	1969	24	17	39	1
F-15	1972	27	6	36	2
F-16	1976	3	3	64	3.4
F-18	1978	13	8	44	12
F-117	1983	25	5	20	10
F-22（四代机）	1989	41	5	11	25

钛及钛合金在飞机上的应用主要包括支承件、机尾罩、襟翼滑轨、铰链构架、机轮、起落架、刹车轮毂各种结构件等。

在航空发动机上的应用，主要是压气机结构件，如收扩喷管、隔板、发动机罩、油路导管、排导管、加力燃烧室筒体等；航空发动机最早使用钛合金精密铸件的是美国 F100 发动机，首先装配了 27 个钛铸件，后来增加到 130 个，这些零件受力不大，大多是些在技术条件安全等级中的二三类铸件，但随使用数量的增多，它们在发动机减重中，起到了举足轻重的作用。随着钛合金精密铸造技术的不断进步，铸件性能不断提高，钛铸件也开始在发动机比较关键部位上使用，如压气机机匣。在发动机需求不断刺激下，钛合金大型整体拼合熔模精铸技术日益完善，现在已能生产由十几个零件拼合的整体钛合金精铸件（见图 2.3-83)，它的零件最终成本，仅为原来制造工艺的 20%。钛合金精铸整体叶轮的成功，充分显示了当今铸钛技术的水平和突出的经济、技术效益。尽管钛合金精铸件在转动件上的应用，对制造工艺和合金性能都极具挑战性，但随工艺技术的提高，包括热等静压技术的合理使用，大大提高了钛铸件使用的安全性。

钛合金精密铸造技术在航空发动机上取得的成就，大大促进了钛及钛合金铸件用量的增长。除了军用飞机外，在民用飞机中，一架波音 747 飞机现在用钛达到 42.7 t，777 飞机用钛达到 57 t，777ER 飞机则达到 68 t，SR-71 侦察机的机身几乎全由钛合金组成。这些数字很好地诠释了钛合金在飞机上的作用。

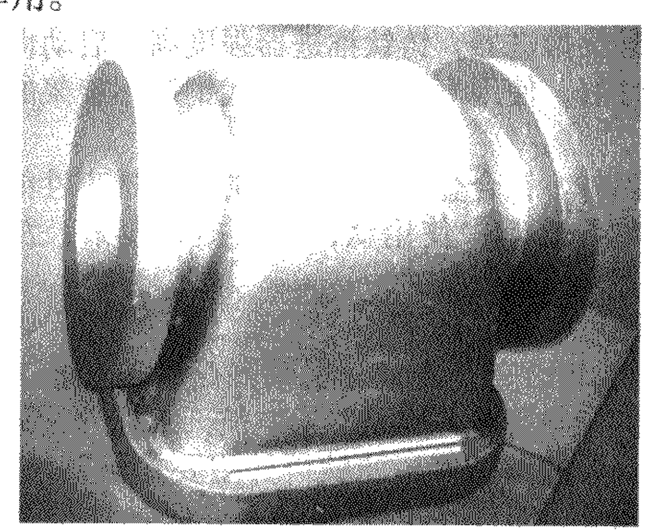


图 2.3-83　钛合金阀体（Ti-6Al-4V）

2) 导弹与航天飞行器　钛合金铸件在导弹上使用比较普遍，有尾翼、弹头壳体、火箭壳体及连接座等，这是因为导弹技术与铸钛技术是在同一时期发展起来的，而钛合金重量轻、强度高、抗腐蚀和复杂件成形便利等优点，适合于从小型的空空导弹到大型的洲际导弹的需要。

导弹用钛铸件的制造大部分采用熔模铸造工艺。但美国 Ti-Tech 公司生产的麻雀型导弹尾翼采用了加工石墨型；前苏联远程导弹使用的铸造钛合金壳体，直径达两米多，采用的是石墨捣实型工艺。应用于巡航导弹的升降副翼壳体，是一个复杂的薄壁精密铸件。

航天飞行器和人造卫星使用的钛合金铸件，主要是一些支座、板架与接头等结构件，尺寸大多是在 100 ~ 500 mm 之间。值得注意的是，人造卫星上的照相机框架选用钛合金，这不仅仅因为钛合金具有重量轻、耐腐蚀等特性，更重要的是，钛合金的热膨胀性能与光学玻璃材料相近，它们的匹配性能良好。

我国在航空航天钛合金铸件应用研究方面也开展了长期工作，并取得了长足进步，图 2.3-84 示出了部分国产航空航天钛合金铸件。

3) 海军　钛在舰艇上也大有用武之地，与不锈钢和铜合金相比，钛在海水中具有不可比拟的稳定性。充分利用钛合金比强度高、无磁性和耐海水腐蚀等性能优势，可以达到减轻舰艇重量，增加航速，提高作战的灵活性；在潜艇上应用钛合金，可以增加下潜深度，提高安全性和延长寿命。例如：前苏联的“阿尔发”级潜艇和携带战略导弹的“台风”级潜艇的用钛量每艘分别为 3 000 t 和 9 000 t，全部用钛量高达 7.8 ~ 9 万 t，十分惊人。我国的先进舰艇，也在谋求越来越多地使用钛材料。因此从某种意义上来说，一个国家的军备优势，是以强大的钛工业为基础的。

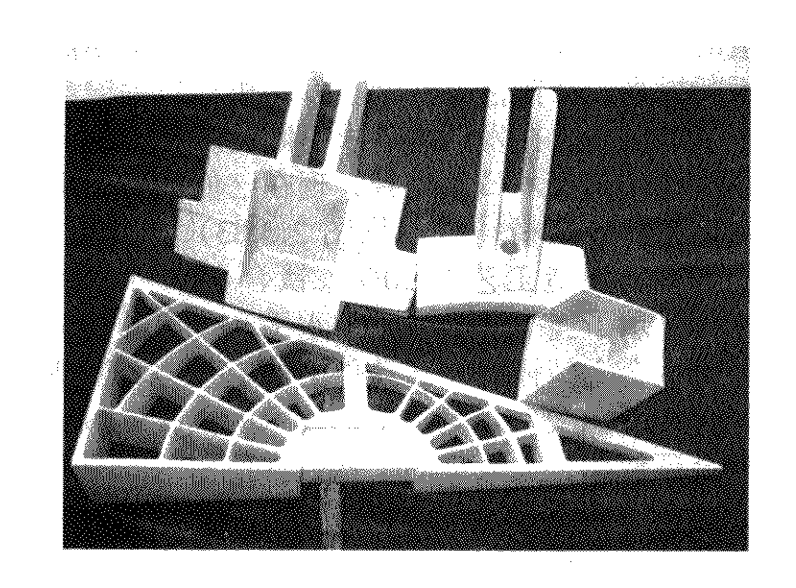


图 2.3-84　国产航空航天钛合金铸件

在舰艇上使用的较多的钛铸件，是海水泵、球阀与螺旋推进器等。铸钛船用推进器包括大型气垫船、水翼船、摩托艇所用的螺旋推进器，铸钛推进器强度高，启动惯性小，抗空泡腐蚀性好，使用寿命长，是替代铜制螺旋桨的更新换代材料。

除此以外，钛合金还具有优良的水声透声性能。在各种舰艇的声呐导流罩中使用钛，可以提高搜索、发现、跟踪能力。

（2）民用

1）化工、冶金、造纸、制碱、石油和农业工业，是使用钛铸件的最早行业，也是除航空航天工业外钛铸件应用最大的部门。这些部门使用的钛铸件主要是耐腐蚀泵、阀门、叶轮（见图 2.3-85），它们大部分是在腐蚀性很强的液体介质中工作；在腐蚀性气体介质中使用的风机通常也装配铸造钛合金叶轮。

钛合金在化工等部门中的使用，取得了良好的经济技术效果。例如，在铁合金厂使用的抽送铬 - 硫酸溶液的不锈钢泵，使用寿命只有一年，而改用钛泵运转 600 天后，仍呈金属光泽，未发现腐蚀现象；制碱厂氨盐溶液中工作的铸铁叶轮寿命一般只有一个月，而铸钛叶轮可以使用四年以上；天津碱厂使用钛阀门 560 套，每年产生经济效益在 11 万元以上。此外，钛及钛合金铸件在湿氯的气氛下，也可以长期工作。

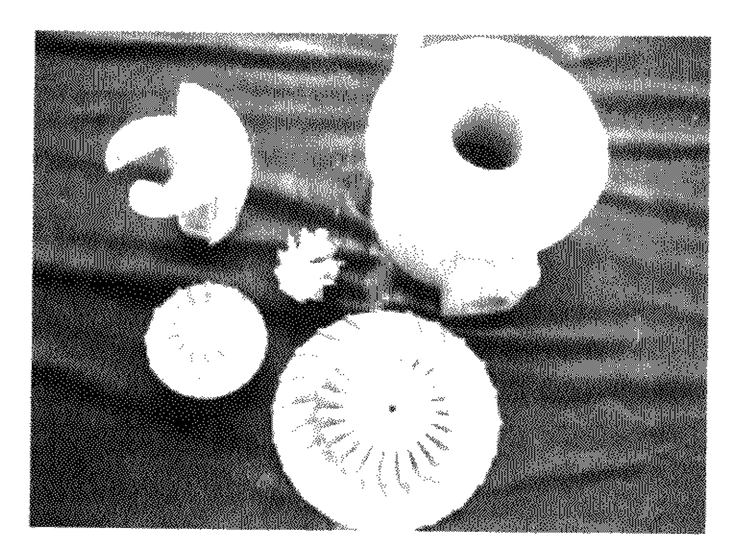


图 2.3-85　化工部门中使用的泵体、阀体和叶轮等钛合金铸件

2）生物医疗　钛合金对人体具有良好的生物相容性，其弹性模量接近于人体骨骼，因此钛合金人工关节，包括髋关节、膝关节、肘关节、踝关节等，被广泛应用于人体矫形手术中。由于人工关节形状复杂，尺寸规格繁多，因此钛合金铸造人工关节，尤其是钛精铸关节，在这一领域中占有很重要的位置。据估计，中国每年对钛合金人工关节的需求量超过 5000 套，且有逐年增高的趋势。

在口腔医学中，钛首先用于牙种植，以后又用于义齿支架、冠桥和正牙丝。

钛合金精铸假肢是德国 20 世纪 80 年代开发的新产品，它的应用，适应了现代功能假肢的发展。目前钛合金假肢在世界各国得到了普遍推广和应用。据权威机构预测，钛假肢将会逐步淘汰钢零件。

此外，钛合金还可以用于心脏起博器、头盖骨等。图 2.3-86 列举了几种国产钛合金假肢件和人工关节铸件。

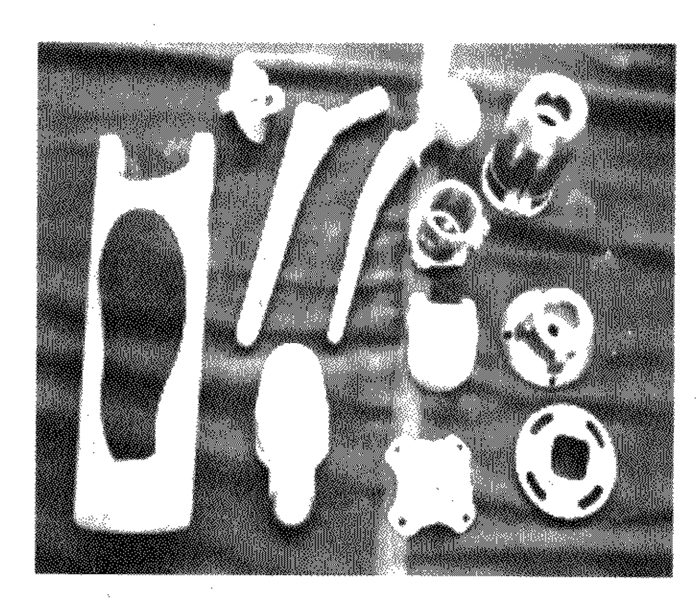


图 2.3-86　钛合金人工关节和假肢铸件

3）体育休闲　钛合金在自行车、摩托艇、网球拍、马具、滑冰鞋和登山靴等体育运动器械上都有应用，但从规模和影响上都无法与高尔夫球头相比（见图 2.3-87）。高尔夫球头壁厚一般为 1.4 mm，有的甚至为 1.0 ~ 1.2 mm，已经超过了国际钛合金精铸件规定的最小允许壁厚 1.5 mm 的标准，球头薄壁区的面积超过了 50 mm × 50 mm；同时，高尔夫球头对表面质量要求非常严格，甚至超过了对航空钛合金精铸件的最高质量级别的标准。这些都给铸造技术提出了很大的挑战。钛合金比强度高，与不锈钢相比，可制作打击面与容积更大的球头，因此，打得准、打得远、手感好、音质好，精铸钛合金铸造高尔夫球头得到了很大的发展，现可制作壁厚小于 1 mm，容积可达 500 mL 的高难度大体积球头。因此高尔夫球头的发展显示了钛合金精铸水平的发展。目前高尔夫球头钛合金精铸件的制造，已经形成了具有一定生产规模和专业化的产业。

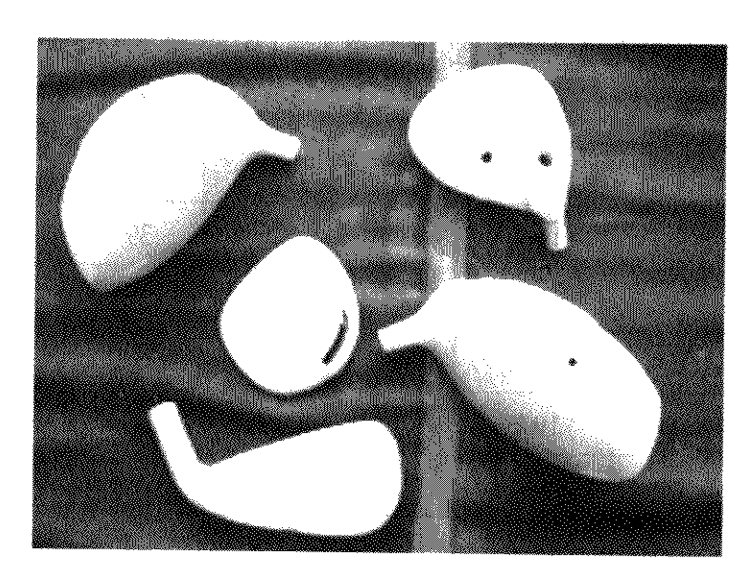


图 2.3-87　钛合金高尔夫球头熔模铸件

4）汽车　随着安全、节能、环保成为当今汽车工业发展的三大主题，汽车减重已被世界各大汽车公司提到议事日程上来。PNGV（Partnership for a New Generation of Vehicles）计划新一代汽车的燃料利用率比目前汽车提高三倍，具有更高的承载能力、维修性和再利用性。

钛是汽车结构件的理想材料。早在 20 多年前，赛车发动机就使用钛阀和连杆以减轻重量，从而降低转矩和功率输

出，改善了有关部件偏转等性能。研究表明，钛及钛合金的应用有利于减轻汽车重量，降低摩擦损失和空气阻力，改善发动机燃烧状态，提高性能，从而节油 2% ~ 3%，降低噪声 5% ~ 10%。目前汽车零件中已被认定可用钛基零件替代铁基零件的主要有：发动机中的连杆、轴、阀弹簧、挡圈等；排放系统中的吸气阀和排气阀等，这些零件比传统铁基零件减轻重量 30% ~ 70%。目前全世界年产汽车 6 000 万辆，仅发动机连杆一个零件采用钛合金，就需钛材料 17 000 t，价值 2.5 亿美元。如果有 50% 汽车每台使用 1 kg 钛材，那么世界钛材需求量将增加 60% 以上，况且现在钛零件在汽车上的应用领域正日益扩大。表 2.3-154 列出了目前近期汽车用钛情况。

表 2.3-154 汽车用钛情况

车 型	应用零件	原来材料	钛 合 金
Corvetle	排气系统	409SS	TIMETAL Exhaust Grade
VW Lupo	吊弹簧	Cr - Si 钢	Ti - 1.5AL - 6.8Mo - 4.5Fe
Porsche GT3	连杆	Cr - Mo 钢	Ti - 6Al - 4V
Ferrari	连杆	Cr - Mo 钢	Ti - 6Al - 4V
AⅡ audi，VW	密封圈	Al	TIMETAL 35A
AⅡ mitsubishi 1.8L	阀弹簧固定器	钢	β 钛合金
Toyota Alteza	进气阀	300SS	Ti - 6Al - 4V
Toyota Alteza	排气阀	300SS	Ti - 834 + B
Infinity Q45	排气阀	300SS	Ti - 6Al - 4V
Infinity Q45	排气阀	300SS	Ti - 834 + B
Mercodes S Class	刹车延止器	SS	CP Grade2
VW，Mercodes，BMW	界限毂螺杆	铝钢	Ti - 6Al - 4V
Yamaha，Suzuki，Kawasaki	消声器	409SS	TIMETAL Exhaust Grade

6.5.2 铸造钛合金的发展趋势

从目前国内外铸造钛合金研究应用现状来看，铸造钛合金其未来的发展趋势体现在以下几个方面。

(1) 高性能化

即发展使用温度、比强度、比模量更高，耐蚀性及耐磨性更好的钛合金。

γ - TiAl 基合金作为一种新型轻质高性能钛合金已引起世界各国科学界和工业界人士的高度关注，与传统钛合金和镍基高温合金相比，它在性能上具有明显优势（表 2.3-155）。因此，普遍认为 γ - TiAl 基合金是未来部分替代高密度镍基合金的理想材料。

表 2.3-155 γ - TiAl 基合金与其他合金性能对比

性 能	钛 基	γ - TiAl	镍 基
密度/g·cm^{-3}	4.5	3.7 ~ 3.9	8.3
弹性模量 E/GPa	96 ~ 100	160 ~ 176	206
σ_s/MPa	380 ~ 1 150	400 ~ 650	—
σ_b/MPa	448 ~ 1 200	450 ~ 800	—
蠕变极限温度/℃	600	1 000	1 090
氧化极限温度/℃	600	900	1 090
δ（室温）/%	20	1 ~ 4	3 ~ 5
δ（900℃）/%	—	10 ~ 60	10 ~ 20

第一代 TiAl 基合金是由美国空军材料研究所以及 Pratt - Whitney 公司共同开发的。到目前为止，γ - TiAl 基钛合金已研究发展到第 4 代（见表 2.3-156）。

表 2.3-156 γ - TiAl 基钛合金的成分

发展阶段	合金成分（摩尔分数）/%	生产工艺
第 1 代	Ti - 48Al - 1V - 0.3C	模压
第 2 代	Ti - 47Al - 2（Cr，Mn） - Nb	铸造
	Ti - （45 - 47） Al - 2Nb - 2Mn - 0.8%TiB_2	铸造 XD
第 3 代	Ti - 47Al - 2W - 0.5Si	铸造
	Ti - 47Al - 5（Cr，Nb，Ta）	铸造
	Ti - 46.2Al - 2Cr - 3Nb - 0.2W	锻造

续表 2.3-156

发展阶段	合金成分（摩尔分数）/%	生产工艺
第4代	Ti-（45-47）Al-（1-2）Cr-（1-5）Nb-（0-2）-（W，Ta，Hf，Mo，Zr）-（0-0.2）B-90.03-0.3）C-（0.03-0.2）Si-（0.15-0.25）O-X	铸、锻

目前 γ-TiAl 合金已成功应用于高性能汽车发动机排气阀和航空发动机低压涡轮叶片。然而，γ-TiAl 合金作为一种金属间化合物，也存在一些缺陷，如室温脆性和成形性能较差，包括冷、热加工性能和铸造性能。

除 γ-TiAl 基合金外，还研制开发了其他类型的高性能钛合金，如高强高韧 β 型钛合金、高温钛合金、阻燃钛合金以及钛基复合材料等。

（2）低成本化

钛及钛合金以其优越的性能，被首先应用于航天、航空领域，但由于成本因素，限制了在民用领域的推广和应用。因此，在世界范围内的钛加工制造界，都把降低成本提到议事日程上来，并且取得了明显效果。降低铸钛成本的途径主要如下。

1）降低海绵钛生产成本　传统的海绵钛生产工艺是Kroll镁还原法。Kroll镁还原法生产海绵钛工艺繁杂、劳动强度大、生产周期长，最后需用真空蒸馏除去残留的镁和 $MgCl_2$，且不能连续作业，生产成本过高。近年来剑桥大学的弗雷等人发明了一种新的海绵钛生产工艺（FFC剑桥法），他们避开了 $TiCl_4$ 熔盐电解的老路，开拓了一条在熔融 $CaCl_2$ 中将 TiO_2 用电化学方法直接还原为钛的新路。这是一个钛呈固态的电解过程。将 TiO_2 粉制成团块，置入备有石墨阳极的 $CaCl_2$ 熔盐内，使 TiO_2 阴极化，氧被电离溶入熔盐并在阳极排出，而纯钛则留在阴极上。

FFC剑桥法的优点如下：使用原料为低成本的 TiO_2，费用不高的 $TiCl_4$；$CaCl_2$ 便宜、无毒、易购买；生产周期大大缩短，Kroll镁还原法一般为4天，FFC剑桥法仅为Kroll法1/5；混入其他相关的金属氧化物可直接生产钛合金；能连续生产，从而大大降低成本。

预计到2010年该法将使钛的生产成本降低50%或50%以上。按全球海绵钛的总产量为6万吨计，每年有可能节约7.7亿美元的生产费用。

2）研制低成本钛合金　钛合金成本高的原因之一，是钛合金通常多以价格昂贵的V等作为合金化元素来提高强度。以廉价的Fe、Cr等取代V，是降低钛成本、扩大民用市场的一种很有效的方法。在这方面，美国和日本进行了大量的试验研究工作。

美国Timet公司为取代价格较高的Ti-1023而开发的高强钛合金 Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe（Timetal LCB）和为汽车用钛而开发的 Ti-6Al-1.7Fe-0.1Si（Timetal 62S），均使用了很便宜的Fe作为合金化元素。Timetal LCB中的Fe以廉价的Fe-Mo中间合金形式添加，合金可以像钢一样冷加工和温加工，性能与Ti-1023相当；Timetal 62S的性能优于Ti-6Al-4V，成本视产品形式可降低15%~20%。

日本在降低钛合金成本方面也作了大量工作。为文化用品市场开发的TLX（Ti-Fe-O-N）系列合金，由于使用价格低廉的Fe、O、N而使合金成本大大降低，同时强度提高，热加工性能明显改善；系列低成本耐蚀钛合金，如Ti-0.5Ni-0.05Ru（TICOREX），Ti-0.03~0.08Pd和Ti-0.03~0.08Pd-0.2~0.7Co（SMI-AGE系列）及Ti-0.4Ni-0.01Pd-0.02Ru-0.14Cr（AKOT），加入Ru或减少Pd的含量，同时添加Co或Cr，合金的耐蚀性能均可与Ti-0.15Pd媲美，但价格和加工性能却与纯钛相当。

我国在“十五”期间也进行了低成本钛合金的研究。西北有色金属研究院采用Fe-Mo廉价中间合金，以廉价合金元素Fe代替TC4中昂贵合金元素V，新合金热加工温度低于TC4，且塑性好，研制出具有中国特色的近α型Ti8LC和近β型Ti12LC低成本钛合金，具有良好的室温拉伸性能，优于TC4。

3）残钛回收降低原材料成本　由于钛合金具有导热性低，化学活性大，金属浇注过热度低，补缩性能差，以及在浇注过程中大量释放气体等特点，一般钛铸件都设置庞大的的浇冒系统，因此钛合金铸件收得率较低，一般小于25%，也就是说生产25 kg的钛铸件，至少需要75 kg以上的浇注系统，所以钛铸件生产将产生大量的浇注系统。通常这些浇注系统都作为废料处理，造成很大的浪费。如果能够有效回收利用这些浇注系统，势必会使钛合金铸件的成本大大降低。

关于钛及钛合金残料的回收利用，国外从20世纪60年代就开始了研究工作，到20世纪70年代初，相继达到了工业规模的回收水平。在美国，钛残料的回收平均占铸锭生产的35%~45%。其他西方国家和钛制品公司也相继完善了各具特色的钛残料回收工艺和设备。国内从20世纪60年代末和20世纪70年代初也开展了对钛残料的回收利用工艺研究，经过努力，在残钛回收研究方面取得了突出的成就，确立了可行的工艺流程，完善了工艺装备，建成了具有当今国际先进水平的年处理钛残料1 000 t的生产线，近年来通过该生产线处理后作为返回炉料的回收量每年都达到400 t以上。

目前全球钛锭的生产，使用残钛作原料的比例已上升到50%，海绵钛的生产和用量明显下降。如美国2000年消费了近30 000 t的残钛、25 000 t海绵钛，生产钛锭40 000 t，残钛在钛锭生产中发挥了重大作用。

4）降低熔炼成本　海绵钛要进行真空电弧重熔，浇注成钛锭后才能进行后续加工，制成最终零件。电弧熔炼的缺点是必须进行二次熔炼甚至三次熔炼才得到纯度和显微组织相宜的产品。因此出现了电子束冷炉膛熔炼（EBM）和等离子体冷炉膛熔炼两种替代方法，两种方法都具有能保证质量、废钛可再生使用等优点，但设备投资大，如建造一台电子束炉投资高达4 000万美元。因此降低熔炼成本难度较大。

5）降低铸造工艺成本　通常金属铸件的力学性能低于锻件性能，但钛铸件的使用性能大体上与钛锻件相近。因而其铸造产品成为降低成本、优化工艺性能的上佳选择。凝壳炉的应用和熔模精密铸造与金属型壳、陶瓷型壳工艺的发展为许多大型复杂的薄壁精密钛铸件缩短生产周期、降低成本展现了一定空间。尤其是CAD/CAM以及过程数模化的应用，明显提高了精密铸造的能力和质量。此外，快速成形（RP）技术与CAD/CAM相结合、冷坩埚感应熔炼与离心浇注相结合都产生了提高铸件质量、降低成本、减少废料的效果。大型薄壁精密铸造技术使钛铸件性能接近钛锻件，而成本降低约50%。

（3）功能化

即发展各种特殊功能和用途的钛合金，如高阻尼、低膨胀、恒电阻、高电阻、抗电解钝化、储氢、形状记忆、超

导、低弹性模量生物医用等钛合金，以及低温钛合金、阻燃钛合金和钛基复合材料等。

7 铸造高温合金及其熔炼

铸造高温合金是重要的高温结构材料，与变形高温合金相比它具有承温能力高、综合性能良好的优点，广泛应用于航空、航天、舰船、能源、交通运输和化工等工业部门制造各种高温热端部件。现代航空技术的飞速发展，使航空发动机的性能水平迅速提高，导致发动机涡轮部件采用了十分复杂的空心内腔结构，而铸造高温合金特别适合制造形状复杂的具有通畅内腔的无余量薄壁零件，因此铸造高温合金最主要的用途是制造航空燃气涡轮发动机的涡轮工作叶片、导向器叶片、整铸涡轮、增压器、涡轮机匣、尾喷管调节片等精密铸件。

铸造高温合金的发展始于 20 世纪 40 年代。1943 年美国首次在涡轮喷气发动机 J－33 上选用了铸造钴基高温合金 HS－21 制作涡轮工作叶片，并与原先用的变形合金 Hastelloy－B 的叶片进行比较试车，获得成功，开创了航空发动机使用铸造高温合金的先河。随着航空发动机的发展，对高温合金性能提出越来越高的要求。为了提高热强性能，在变形高温合金中相继加入了多种合金元素，这引出了变形加工困难的问题。于是，航空和冶金工作者越来越重视铸造高温合金的研究与发展。由于铸件成形工艺的特点，允许在铸造高温合金中添加多种合金化元素，从而显著提高了合金性能。从 20 世纪 50 年代末开始，陆续出现了许多高性能的铸造高温合金，如：IN100，ЖC6K，B1900，MAR－M200 等。在铸造高温合金发展过程中，熔炼及凝固工艺技术的发展起到极其重要的作用。其中，20 世纪 50 年代末出现的真空熔炼技术和 20 世纪 60 年代出现的定向凝固技术是铸造高温合金发展历程中的重要里程碑，导致铸造高温合金的研究取得突破性进展。定向凝固柱晶高温合金由于消除了垂直于应力轴的横向晶界而使其承温能力比铸造等轴晶高温合金提高约 50℃，如 PWA1422、DS Rene125 等定向凝固柱晶高温合金。定向凝固柱晶高温合金的进一步发展是出现完全消除了晶界的单晶高温合金，如 PWA1480、CMSX－2、ReneN4 等第一代单晶高温合金，其承温能力又比定向凝固柱晶高温合金提高约30～50℃。与定向凝固柱晶高温合金相比，单晶高温合金具有更大的优势，因此得到了迅速发展。20 世纪 80 年代中后期出现第二代单晶高温合金，如 PWA1484、CMSX－4、ReneN5 等；20 世纪 90 年代中后期出现第三代单晶高温合金，如 CMSX－10、ReneN6 等；20 世纪 90 年代后期以来开始探索研究第四代单晶高温合金。每一代单晶高温合金的承温能力比上一代提高约 30℃。从 20 世纪 50 年代末期开始的铸造等轴晶高温合金发展到目前的第三代单晶高温合金，承温能力提高约 150℃。20 世纪 70 年代以来，铸造高温合金一直作为先进航空发动机中温度最高、应力最复杂、工作条件最恶劣的首选材料。20 世纪 80 年代以来，定向凝固柱晶高温合金与单晶高温合金及其空心涡轮叶片成为航空发动机重大的关键技术之一。当前，高性能的单晶高温合金与先进的冷却技术和优异的防护及热障涂层相结合，使推重比为 10 的航空发动机的涡轮使用温度高达1 677℃。

我国从 1958 年开始研制第一个铸造等轴晶高温合金 K401，作为 WP6 发动机导向器叶片材料。迄今已研制了铁－镍基、镍基、钴基和 Ni_3Al 基 50 多个牌号的铸造高温合金，应用于航空发动机和其他工业部门，形成了我国的铸造高温合金系列，合金性能水平与国外同类合金相当。我国研制和使用的铸造等轴晶高温合金 K405、K417、K4002 等的性能水平与国外同类合金 Mar M002 相当；定向凝固柱晶高温合金 DZ4、DZ22、DZ125 和 DZ125L 等的性能水平与国外同类合金 PWA1422 相当；低成本第一代单晶高温合金 DD3 的性能达到了第一代单晶高温合金 PWA1480 的水平；含铼较低的低成本第二代单晶高温合金 DD6 的性能与第二代单晶高温合金 PWA1484 相当。我国研制的铸造高温合金满足了现代航空发动机的使用需要。

7.1 铸造高温合金的分类与牌号

7.1.1 铸造高温合金的分类

铸造高温合金通常可以按合金基体元素和凝固结晶组织来分类。

按合金基体元素种类不同，铸造高温合金可以分为铁基、镍基、钴基和铬基。铁基铸造高温合金指以铁为主的铸造高温合金，含有大量的镍、铬和其他元素，又可称为铁－镍基铸造高温合金。铁基铸造高温合金的应用范围远不及铁基变形高温合金，它主要用于制作受力较小、工作温度较低的零部件，如压气机静叶片、发动机机匣、化工设备管件等。钴基铸造高温合金指以钴为主的铸造高温合金，常添加铬、镍、钼、钨、碳、硼等元素，其成分较简单，具有较高的抗热疲劳、耐热腐蚀性能以及较好的铸造性和焊接性能。虽然它的中高温强度低于镍基合金，适合于制作工作温度较高而受应力较小且要求抗热疲劳和耐热腐蚀性能好的零件，如燃气涡轮发动机导向器叶片等。钴基铸造高温合金最初在 20 世纪 40 年代用于制作航空发动机涡轮增压器工作叶片，至今仍是燃气涡轮高压导向器叶片的重要材料之一。著名的合金牌号有 HS－21、HS－31（X－40）。但由于钴属于战略物资，资源缺乏，故其发展受到限制。铬基铸造高温合金指以铬为主的铸造高温合金，合金牌号数量是铸造高温合金中最少的，应用范围小，主要用于制作涡轮点火器。镍基铸造高温合金指以镍为主的铸造高温合金，与铁基和钴基铸造高温合金相比，具有更高的中高温强度和更好的综合性能。镍基铸造高温合金一直是铸造高温合金发展的重点，也是燃气涡轮发动机最重要的高温结构材料，主要用于制造涡轮工作叶片、导向器叶片、整体叶轮等。以金属间化合物为基的采用铸造成形的高温合金也可归于铸造高温合金。

按凝固结晶组织种类不同，铸造高温合金可以分为铸造等轴晶高温合金、定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金。铸造等轴晶高温合金指用传统的熔模铸造方法制成铸件的高温合金，其晶粒组织为等轴晶，故称之为铸造等轴晶高温合金。定向凝固柱晶高温合金指用定向凝固技术制造铸件的高温合金，合金的组织特点是其晶粒按照［001］方向生长而排列的柱状晶，基本上消除了垂直于晶体生长方向的横向晶界。与铸造等轴晶高温合金相比，其平行于晶体生长方向的纵向的高温蠕变强度较高，尤其是中高温强度和塑性以及高温热疲劳性能显著提高，零件的壁厚效应减小，但其力学性能和弹性性能具有明显的各向异性。单晶高温合金是在定向凝固柱晶高温合金基础上发展起来的，它不含或少含晶界强化元素，完全消除了晶界，合金的组织特点是其晶粒按照预定的方向生长而形成的单一柱状晶，使合金的热强性能显著提高，综合性能十分优异。

7.1.2 铸造高温合金的化学成分与牌号

绝大多数的铸造高温合金为镍基高温合金，因此以下述及的铸造高温合金除有明确指出外，均为镍基铸造高温合金。就铸造高温合金的化学成分来看，镍元素的总量是绝对多数的。由于铸造高温合金可用铸造方法直接制成在铸造组织状态下具有良好力学性能的零件，因此与相近成分的变形高温合金相比，铸造高温合金不受塑性变形工艺因素的限制。为尽可能获得较高的高温持久强度和蠕变性能，高强度镍基铸造高温合金都含有很高的 W、Mo、Ta 等难熔金属元素，并且除单晶高温合金外还含有较多的晶界强化元素。常

见的合金化元素主要有 Co、Cr、W、Mo、Ta、Re、Al、Ti、Nb、V、Hf、B、Zr 等。表 2.3-157 列出了我国典型铸造高温合金的化学成分与牌号。合金牌号中 K 指的是铸造等轴晶高温合金，DZ 指的是顺序凝固柱晶高温合金，DD 指的是单晶高温合金，IC 指的是金属间化合物基铸造高温合金。

表 2.3-157 我国典型铸造高温合金的化学成分（质量分数） %

合金牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	B	Zr	Fe
K214	≤0.10	11.0~13.0	40~45	—	6.5~8.0	—	1.8~2.4	4.2~5.0	0.10~0.15	—	余量
K403	0.11~0.18	10.0~12.0	余量	4.5~6.0	4.8~5.5	3.8~4.5	5.3~5.9	2.3~2.9	0.012~0.022	0.03~0.08	≤2.0
K417	0.13~0.22	8.5~9.5	余量	14~16	—	2.5~3.5	4.8~5.7	4.5~5.0	0.012~0.022	0.05~0.09	≤1.0
K418	0.08~0.16	11.5~13.5	余量	—	—	3.8~4.8	5.5~6.4	0.5~1.0	0.008~0.020	0.06~0.15	≤1.0
K438	0.10~0.20	15.7~16.3	余量	8.0~9.0	2.4~2.8	1.5~2.0	3.2~3.7	3.0~3.5	0.005~0.015	0.05~0.15	≤0.5
K4002	0.13~0.17	8.0~10.0	余量	9.0~11.0	9.0~11.0	≤0.5	5.25~5.75	1.25~1.75	0.01~0.02	0.03~0.08	≤0.5
K640	0.45~0.55	24.5~26.5	9.5~11.5	余量	7.0~8.0	—	—	—	—	—	≤2.0
K825	0.02~0.08	余量	39.5~42.5	—	1.40~1.80	—	—	0.20~0.40	—	—	—
DZ4	0.10~0.16	9.0~10.0	余量	5.5~6.5	5.1~5.8	3.5~4.2	5.6~6.4	1.6~2.2	0.012~0.025	≤0.02	≤1.00
DZ17G	0.13~0.22	8.50~9.50	余量	9.0~11.0	—	2.5~3.5	4.80~5.70	4.10~4.70	0.012~0.024	—	≤0.5
DZ22	0.12~0.16	8.0~10.0	余量	9.0~11.0	11.5~12.5	—	4.75~5.25	1.75~2.25	0.01~0.02	≤0.05	≤0.35
DZ38G	0.08~0.14	15.5~16.4	余量	8.0~9.0	2.4~2.8	1.5~2.0	3.5~4.3	3.5~4.3	0.005~0.015	—	≤0.30
DZ40M	0.40~0.50	24.5~26.5	9.5~11.5	余量	7.0~8.0	0.1~0.5	0.7~1.2	0.1~0.3	0.008~0.018	0.1~0.3	≤2.0
DZ125	0.07~0.12	8.4~9.4	余量	9.5~10.5	6.5~7.5	1.5~2.5	4.8~5.4	0.7~1.2	0.01~0.02	≤0.08	≤0.30
DZ125L	0.06~0.14	8.20~9.80	余量	9.2~10.8	6.2~7.8	1.50~2.50	4.3~5.3	2.0~3.20	0.005~0.015	≤0.05	≤0.30
DD3	≤0.010	9.0~10.0	余量	4.5~5.5	5.0~6.0	3.5~4.5	5.5~6.2	1.7~2.4	≤0.005 0	≤0.007 5	≤0.5
DD6	0.001~0.04	3.8~4.8	余量	8.5~9.5	7.0~9.0	1.5~2.5	5.2~6.2	≤0.10	≤0.02	≤0.10	≤0.30
DD8	<0.03	15.5~16.5	余量	8.0~9.0	5.6~6.4	—	3.6~4.2	3.6~4.2	≤0.005	≤0.007	≤0.50
DD402	≤0.006	7.0~8.2	余量	4.3~4.9	7.6~8.4	0.3~0.7	5.45~5.75	0.8~1.2	≤0.003	≤0.007 5	≤0.20
IC6	≤0.02	—	余量	—	—	13.5~14.3	7.4~8.0	—	0.02~0.06	—	≤1.0
IC10	0.07~0.12	6.5~7.5	余量	11.5~12.5	4.7~5.2	1.0~2.0	5.6~6.2	—	0.01~0.02	≤0.10	≤0.30

合金牌号	Ta	Re	Nb	Hf	V	Mn	Si	P	S	Cu	Ag	Mg	Pb
						≤							
K214	—	—	—	—	—	0.50	0.50	0.015	0.015	—	—	—	0.001
K403	—	—	—	—	—	0.50	0.50	0.02	0.01	—	—	—	0.000 5
K417	—	—	—	—	0.6~0.9	0.50	0.50	0.015	0.01	—	—	—	0.000 5
K418	—	—	1.8~2.5	—	—	0.50	0.50	0.015	0.01	—	—	—	0.001
K438	1.5~2.0	—	0.6~1.1	—	—	0.20	0.30	0.015	0.015	—	—	—	0.001
K4002	2.25~2.75	—	—	1.3~1.7	≤0.10	0.20	0.20	0.010	0.010	0.10	0.000 5	0.003	0.000 5
K640	—	—	—	—	—	1.0	1.0	0.04	0.04	—	—	—	—
K825	—	—	—	—	0.20~0.40	0.50	0.50	0.015	0.01	—	—	—	0.001
DZ4	—	—	—	—	—	0.50	0.50	0.02	0.01	—	—	—	0.001
DZ17G	—	—	—	—	0.6~0.9	0.20	0.20	0.005	0.008	—	—	—	0.000 5
DZ22	—	—	0.75~1.25	1.4~1.8	—	0.20	0.15	0.010	0.015	0.10	—	—	0.000 5
DZ38G	—	—	0.4~1.0	—	—	0.15	0.15	0.000 5	0.015	0.10	—	—	0.001
DZ40M	0.1~0.5	—	—	—	—	1.0	1.0	0.04	0.04	—	—	—	0.000 5
DZ125	3.5~4.1	—	—	1.2~1.8		0.15	0.15	0.01	0.01	—	0.000 5	—	0.000 5
DZ125L	3.3~4.0	—	—	—	—	0.15	0.15	0.001 0	0.010	—	0.000 5	—	0.000 5
DD3	—	—	—	—	—	0.2	0.2	0.010	0.002 0	0.10	0.000 5	0.003 0	0.000 5
DD6	6.0~8.5	1.6~2.4	0~1.2	0.05~0.15	—	0.15	0.20	0.018	0.004	0.10	0.000 5	0.003	0.000 5

续表 2.3-157

合金牌号	Ta	Re	Nb	Hf	V	Mn	Si	P	S	Cu	Ag	Mg	Pb
						≤							
DD8	0.7～1.2	—	—	—	—	0.15	0.15	0.01	0.01	0.10	—	0.003	0.001
DD402	5.8～6.2	—	≤0.15	≤0.007 5	—	0.02	0.04	0.005	0.002	0.05	0.000 5	0.008	0.000 2
IC6	—	—	—	—	—	0.50	0.50	0.015	0.01	—	—	—	0.001
IC10	6.5～7.5	—	—	1.0～2.0	—	≤0.20	≤0.20	≤0.015	≤0.01	—	—	—	≤0.000 5

合金牌号	Sb	Bi	Sn	As	Tl	Ga	Te	Se	Zn	O	N	其他元素
	≤											
K214	0.001	0.000 1	0.002	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—
K403	0.001	0.000 1	0.002	0.005	—	—	—	—	—	—	—	Ce：≤0.01
K417	0.001	0.000 1	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	—
K418	0.001	0.000 05	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	—
K438	0.001	0.001	0.002	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—
K4002	—	0.000 05	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
K640	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
K825	0.001	0.000 1	0.002	0.005	—	—	—	—	—	0.02	0.03	—
DZ4	0.001	0.000 1	0.002	0.000 5	—	—	—	—	—	—	—	—
DZ17G	0.001	0.001	0.002	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—
DZ22	—	0.000 05	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
DZ38G	0.001	0.000 1	0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	Al + Ti≥7.3
DZ40M	0.001	0.000 05	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	—
DZ125	0.001	0.000 05	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	—
DZ125L	0.001	0.000 05	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	—
DD3	0.001 0	0.000 05	0.001 0	0.001 0	—	—	—	—	—	0.001 0	0.001 2	—
DD6	0.001	0.000 05	0.001	0.001	—	—	—	—	—	0.004	0.001 5	H≤0.001
DD8	—	0.000 1	0.002	0.005	—	—	—	—	—	0.001	0.001 2	Al + Ti：7.5～7.9
DD402	0.000 5	0.000 03	0.001 5	0.000 5	0.000 03	0.002	0.000 03	0.000 1	0.000 5	0.001 0	0.001 2	Yb≤0.10
IC6	0.001	0.000 1	0.002	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—
IC10	0.001	0.000 1	0.001	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—

7.2　合金元素在铸造高温合金中的作用

根据各种元素在铸造高温合金中的作用，合金元素可以分为基体元素、固溶强化元素、沉淀强化元素和晶界强化元素。

7.2.1　基体元素的作用

镍基、铁基、钴基和铬基铸造高温合金的基体元素分别为镍、铁、钴和铬。由于基体元素的性质不同，因此这几类铸造高温合金的合金强化特点不同，合金具有不同的特性，主要表现在以下几个方面。

1）镍为面心立方结构，没有同素异构转变，而铁、钴在室温下分别为体心立方和密排六方结构，高温下为面心立方奥氏体结构。几乎所有高温合金的基体都是具有面心立方结构的奥氏体，因为奥氏体的原子扩散能力比体心立方的铁素体小，即自扩散激活能较高，所以具有更高的高温强度。因此，为了得到低温仍然稳定的奥氏体结构，铁基和钴基铸造高温合金中必须加入扩大奥氏体的合金元素。

2）镍具有较高的化学稳定性，在 500℃以下几乎不氧化，常温下不易受潮气、水及某些盐类水溶液的腐蚀。钴和铁的抗氧化性能都比镍差，但由于钴的硫化物熔点较高及硫在钴中的扩散较慢，钴的耐热腐蚀能力比镍强。无论镍基、铁基或钴基铸造高温合金均需加入铬以改善其抗氧化性能和耐腐蚀性能，但由于镍、铁、钴基体元素特性的差别，一般情况下镍基铸造高温合金的抗氧化性最佳，而钴基铸造高温合金却具有更好的耐热腐蚀性。

3）镍、铁、钴的合金化能力不同，镍具有最好的相稳定性，铁最差，这是最重要的特性。镍或镍铬基体可以固溶更多的合金元素而不生成有害相，而铁或铁铬镍基体却只能固溶较少的合金元素，并有强烈析出各种有害相的倾向。这一特性为改善镍的各种性能提供了潜在的可能性，而铁和钴则受到一定的限制。镍、铁、钴的这种特性与其各自的电子结构有关，并且可以从对比它们的二元及多元相图，例如 Ni－Cr－M、Fe－Cr－Ni－M 及 Co－Cr－M 相图的差别中得到证实。

4）镍、铁、钴的某些物理性能略有差别，铁的密度最小，但线胀系数最大（γFe），导热能力较好。钴与镍比较，导热性较好，线胀系数较低，所以热疲劳性能较优。

镍、铁、钴的上述基本特性不同，因而它们的合金强化

特点也不同，合金的基本特性也有差异。镍是一种最好的基体金属，使得镍基铸造高温合金成为铸造高温合金系列中最佳的合金。在某些使用条件下，可以采用耐热腐蚀及耐热疲劳性具有优势的钴基铸造高温合金。此外，钴基合金具有比较平坦的应力－断裂时间（温度）曲线，也就是有较长的使用寿命，所以高温低应力下长期使用的静态部件往往用钴基铸造高温合金。铁基铸造高温合金易析出有害相，它的使用温度范围比镍基和钴基铸造高温合金低，所以它的应用和发展受到限制。

7.2.2　固溶强化元素的作用

铸造高温合金的固溶强化是将一些合金元素加入到合金中，使奥氏体溶解大量的合金元素，从而使合金得到强化。无论是均匀分布于基体的还是非均匀分布于基体的溶质原子都有强化作用。固溶强化作用与溶质和溶剂原子尺寸因素差别有关，溶质和溶剂原子的电子因素和化学因素差别对固溶强化作用有很大影响，而这些因素也是决定合金元素在基体中溶解度的因素。溶解度小的合金元素比溶解度大的合金元素会产生更强烈的固溶强化作用，但其溶解度小却又限制其加入量，而溶解度大的元素却可以增加其加入量而获得更大的强化效果。各合金元素在镍中溶解度大小的倾向是：Cr > Mo > W > V > Nb > Ta > Al > Ti；而固溶强化的能力却相反，即：Cr < Mo < W < V < Nb < Ta < Al < Ti。因此，W、Mo、Cr是强固溶强化元素，而其他元素强化作用较弱。

铁基铸造高温合金中合金元素固溶强化能力大小顺序为：间隙元素 > 铁素体形成元素 > 奥氏体形成元素。但受到溶解度的限制，间隙元素固溶强化作用很小。铁素体形成元素的溶解度虽然有限，但仍可起一定的固溶强化作用；奥氏体形成元素的溶解度虽然较大，但其强化效果却也是有限的。因此，铁基铸造高温合金的奥氏体固溶强化作用受到较大的限制。

钴基铸造高温合金的主要固溶强化元素是难熔金属钨和钼，铼也有和钨类似的作用，只是它的价格较高。但是难熔元素的加入量不能超过其溶解度极限，否则将析出有害相，如 σ 相、Laves 相等。

固溶强化作用随温度升高而下降。晶格畸变弹性应变能的作用及原子不均匀分布均会因温度升高，使原子扩散能力增大而减弱。同时，高温强度不同于室温强度，它更依赖于原子扩散能力，甚至有扩散型形变。只有那些能提高原子间结合力、降低扩散系数以及阻止扩散型形变的元素，才会有更佳的提高高温强度的作用。一般来说，高熔点元素对固溶强化更有利，因此铬、钼、钨对低温拉伸性能和高温拉伸性能及高温持久性能的影响是不同的，高熔点的钨、钼比铬具有更强烈的提高高温持久强度的作用。同时加入几种固溶元素进行多元固溶强化是一种有效的固溶强化手段。多元合金化使晶格常数变化增大，并使扩散激活能提高，从而显著增加高温蠕变强度。

层错能是影响蠕变变形的重要因素。对于铸造高温合金而言，凡是降低合金层错能的固溶元素都有利于降低蠕变变形。在镍基铸造高温合金中，合金元素对层错能的影响按下列次序递减：W > Ti > Cr > Co > Cu > Fe。在铁基铸造高温合金中，合金元素对层错能的影响也很显著，低层错能合金的高温强度较高。

综上所述，铸造高温合金的固溶强化元素主要有 Co、Cr、W、Mo、Al、Ti、Nb、Re 等，这些元素提高原子间结合力，产生点阵畸变，降低层错能，形成短程有序及其原子偏聚，降低固溶体中元素扩散能力，阻止位错运动，从而强化合金，提高合金性能。

7.2.3　沉淀强化元素的作用

铸造高温合金的沉淀强化主要是 γ' 相和碳化物的沉淀强化，沉淀强化的主要元素有 Al、Ti、Nb、Ta、Hf、Cr、W、Mo 等，这些元素能形成共格稳定的金属间化合物 $\gamma'-Ni_3(Al, Ti)$ 和 $\gamma''-Ni_3(Nb, Al, Ti)$，Ta 等元素还易形成较稳定的碳化物。镍基铸造高温合金虽然也会有碳化物析出，但是它的主要强化相是 γ' 相。这是因为 γ' 相本身既有较好的强度又可以参与形变，不会由于析出大量 γ' 或存在大块 γ' 而造成严重的脆性；而且 γ' 高温时溶解，低温时均匀地沉淀在基体中，与基体形成共格应变强化。在铁基铸造高温合金中，只要有足够的 Ni、Al、Ti，也可以析出共格的 γ' 相，有的还会析出 γ'' 强化相。铁基和钴基铸造高温合金还可沉淀析出碳化物，铁基铸造高温合金主要析出 MC，也有析出 $M_{23}C_6$；钴基铸造高温合金主要析出 $M_{23}C_6$，也会析出 MC 型碳化物。同时，铸造高温合金中的 B 形成各种硼化物，也对合金起到了强化作用。

7.2.4　晶界强化元素的作用

铸造等轴晶高温合金和定向凝固柱晶高温合金在高温和应力长时间作用下，晶界是薄弱部位，所以应对铸造等轴晶和定向凝固柱晶高温合金进行晶界强化。由于单晶高温合金消除了晶界，基本上不需要晶界强化。在铸造等轴晶和定向凝固柱晶高温合金中，除碳化物强化外，B、Zr、Hf 与稀土等元素有强化晶界的作用。B、Zr 与稀土等元素吸附在晶界，造成局部合金化，减缓元素扩散，强化晶界。B 具有改善晶界碳化物形态、形成晶界硼化物、阻止 $M_{23}C_6$ 过早聚集、减轻有害杂质的影响、细化晶粒等作用。Zr 的作用在于进入 γ' 相中置换 Ti，提高 γ' 稳定性；Zr 与 Pb、Sn 形成高熔点化合物，提高合金纯洁度，有效改善蠕变强度与塑性。但 Zr 对合金的铸造性能不利，过高的 Zr 易形成热裂纹。采用 B + Zr复合强化对提高铸造高温合金的强度和塑性更有利。Hf 能阻止 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 沿晶界大量析出，它能与 MC 反应分解，生成的 C 形成次生稳定的 MC（主要是 HfC），析出细小、分散、不规则的 MC 颗粒，从而改善晶界结构，强化晶界。Hf 的另外一个作用是改善合金的铸造工艺性能，减小热裂倾向。为防止晶界脆化，应降低合金的气体含量和提高纯洁度，减少有害杂质造成的夹杂物和低熔点化合物在晶界富集。

7.2.5　合金元素的其他作用

铸造高温合金大多用于燃气腐蚀的高温环境，氧化和热腐蚀可以导致叶片损伤，所以铸造高温合金的抗氧化性能和耐热腐蚀性能是十分重要的。

Al 对铸造高温合金的抗氧化性能有重要影响。某些铸造高温合金的抗氧化能力主要依赖于 Al_2O_3 氧化膜的形成，它是致密性很高的氧化膜，具有优良的抗氧化性。

Cr 也是铸造高温合金中一个非常重要的耐热腐蚀元素，所形成的 Cr_2O_3 氧化膜具有良好的耐热腐蚀性能。虽然 Al 对抗氧化性能的贡献比 Cr 大，但是它所形成的 Al_2O_3 氧化膜并不具有良好的耐热腐蚀性能，因此某些铸造高温合金的抗氧化性能和耐热腐蚀性能主要依靠 Al 和 Cr 的协同作用。

Hf 和 Zr 在低浓度时可明显改善氧化膜的结合力，从而提高抗氧化性能。Hf 在 γ' 相中的溶解度比在 γ 相中大些，更能强化 γ' 相，同时又是极强的碳化物形成元素。铸造高温合金中的合金元素对其工艺性能有重要影响。多数定向凝固柱晶高温合金加入 Hf，其目的是改善中温塑性，显著提高横向性能；并减小热裂倾向，改善铸造工艺性能。

Ta 可提高某些铸造高温合金中的抗氧化性能和耐热腐蚀性能。由于 Re 可有效地阻碍位错运动并降低合金元素的扩散速率，所以 Re 也改善抗氧化性能和耐热腐蚀性能。

与铸造等轴晶高温合金和定向凝固柱晶高温合金相比，单晶高温合金不存在晶界，所以单晶高温合金中不含或少含

晶界强化元素，如 C、B、Zr、Hf 等。在单晶高温合金中少量的 C、Hf 主要改善小角度晶界性能，Hf 还有提高涂层与基体结合力的作用。随着单晶高温合金的发展，提高合金高温性能的 Ta、Re 等高熔点元素的含量逐渐增加。Re 对单晶高温合金的性能尤其是蠕变性能有十分重要的影响，无 Re、w（Re）=3%、6%分别是第一代单晶高温合金、第二代单晶高温合金、第三代单晶高温合金化学成分的主要特征。

7.3　铸造高温合金的显微组织

一般情况下，铸造高温合金的显微组织主要有：γ 基体、γ′沉淀相、碳化物、硼化物等。由于合金成分和制造工艺的差异，不同类型的铸造高温合金的显微组织有一定的差别。

铁－镍基铸造高温合金的显微组织主要由 γ 基体与在 γ 基体上析出的 γ′相和碳化物等组成。

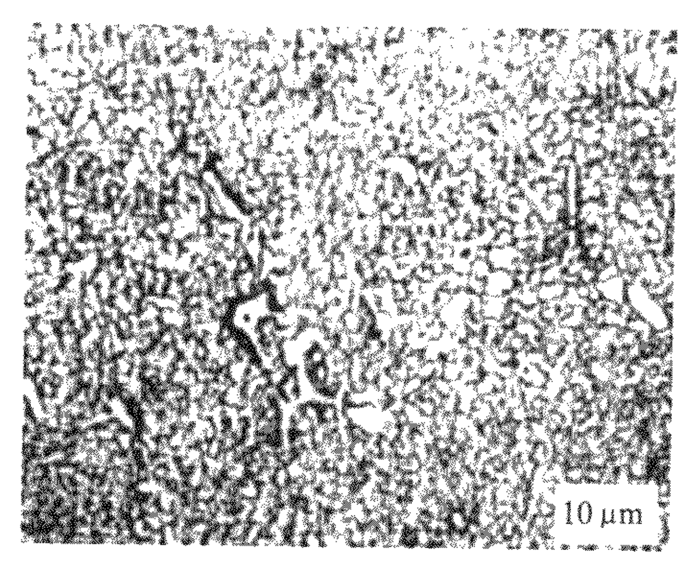
镍基铸造高温合金的显微组织主要由 γ 基体与在 γ 基体上析出的大量 γ′相和少量碳化物、硼化物等组成，但单晶高温合金的显微组织主要由 γ 基体与在 γ 基体上析出的大量 γ′相组成。

钴基铸造高温合金的显微组织主要由 γ 基体和在 γ 基体上析出的碳化物等组成。

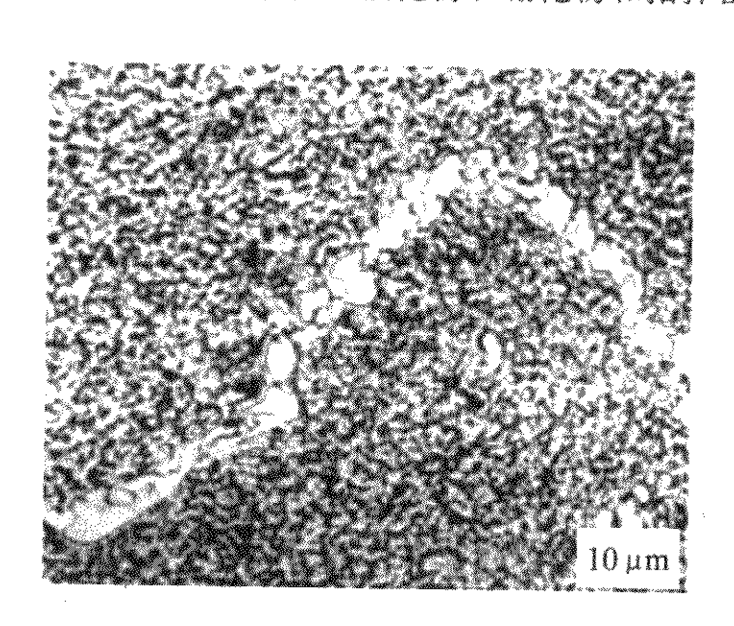
铬基铸造高温合金的显微组织主要由 γ 固溶体和 α 相等组成。

Ni_3Al 金属间化合物高温合金主要由 γ′相、γ 相、硼化物等组成。

图 2.3-88～图 2.3-90 分别为铸造等轴晶高温合金、定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金的典型显微组织。以下分别叙述 γ 相、γ′相、碳化物、硼化物和拓扑密排相（TCP）。

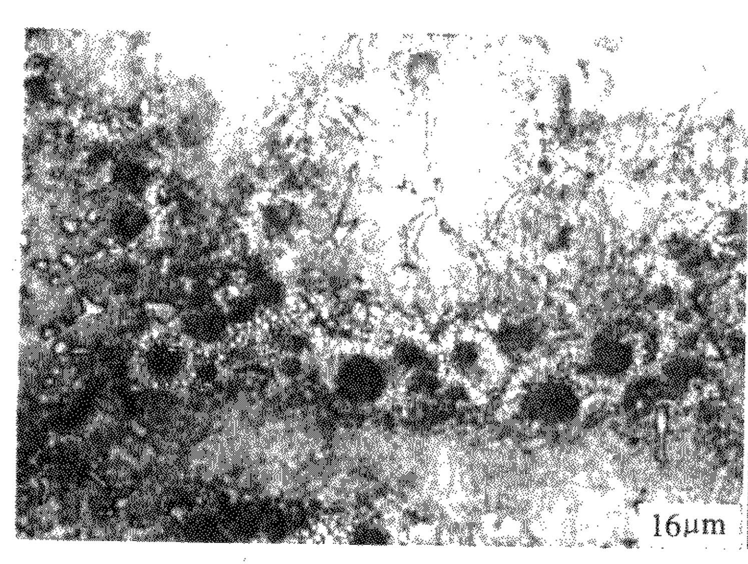


(a) K403合金铸态

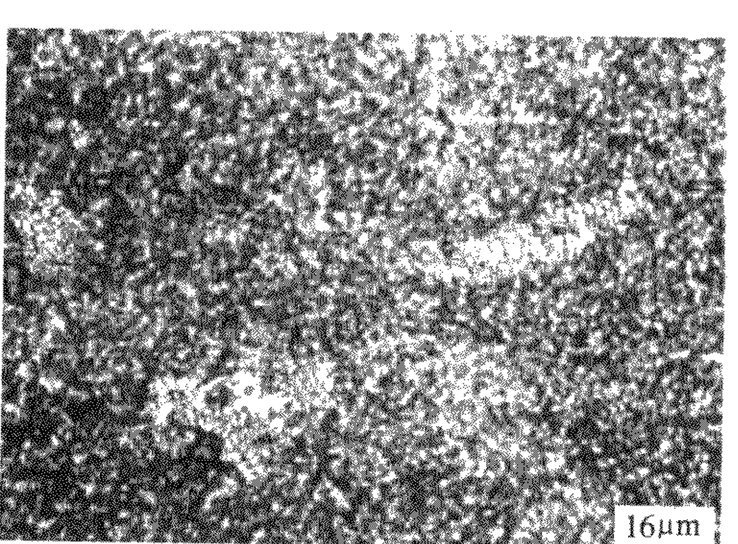


(b) K403合金标准热处理态

图 2.3-88　铸造等轴晶高温合金典型显微组织



(a) DZ125 合金铸态

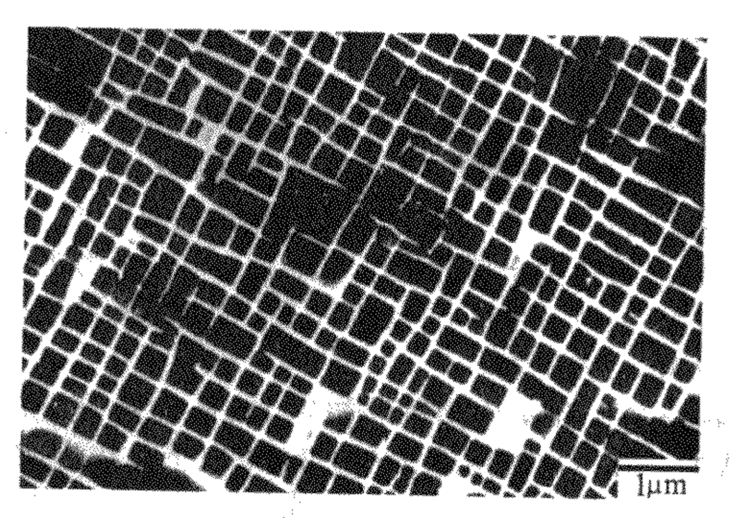


(b) DZ125 合金标准热处理态

图 2.3-89　定向凝固柱晶高温合金典型显微组织



(a) DD6 合金铸态



(b) DD6 合金标准热处理态

图 2.3-90　单晶高温合金典型显微组织

7.3.1 γ相与γ′相

1）γ相 γ相是面心立方结构的奥氏体，主要由Ni、Co、Cr和W、Mo等难熔合金元素组成，在合金中γ相为含有大量多种合金元素的连续分布的固溶体，其含量约为合金重量的40%~80%。γ相是铁-镍基、镍基和钴基铸造高温合金的基体。γ相虽然产生有限的强度，但强度保持的温度高，对合金沉淀强化起保证作用。并且，γ相极其稳定，是合金性能稳定的关键因素之一。在不同的合金中，不同温度下各种合金元素在γ相中的溶解度是不同的，由此导致γ′相的共格析出。

2）γ′相 γ′相是Ni与Al、Ti等合金元素组成的面心立方的有序的金属间化合物，是铁-镍基和镍基铸造高温合金中的主要强化相。γ′相从过饱和γ固溶体中共格析出，其晶体结构与基体γ相相同，皆为面心立方结构，分子式为Ni_3（Al，M），其中M为Ti、Nb、Ta、Hf等元素。γ′相的数量、尺寸、形态和分布及其本身的性质与合金成分和凝固条件及热处理工艺有密切关系，并且对合金性能有重要影响。

γ′相一般有三种形态：①液态凝固析出的共晶γ/γ′相，分布于枝晶间或晶界，尺寸较大，在高温固溶处理过程中共晶γ/γ′相可以逐渐回溶进入基体。②合金凝固过程中和固溶处理的冷却过程中析出的颗粒状或方块状γ′相，均匀弥散分布在γ基体上。③时效过程中在γ′颗粒之间析出的细小颗粒状γ′相。

γ′相的数量、尺寸、形态和分布及其本身的性质对合金性能有重要影响。γ′相的数量是合金获得强化效果的基本条件。镍基铸造高温合金可以通过加入Al、Ti、Nb等γ′形成元素而大量增加γ′相数量，也可以用Co、Cr等元素降低γ′相的溶解度来增加γ′相数量，可使γ′相数量达到65%以上。γ′相的尺寸是一个非常重要的参量，它对合金的强化效果有重大影响，γ′相的尺寸对强化效果的影响比数量的影响更大。当γ′含量少于20%时，它的适宜尺寸为10~30 nm；当γ′含量在40%以上时，它的适宜尺寸达200 nm，为立方形貌。γ′相本身的性质对合金的性能也有重大的作用。一方面通过提高反向畴界能及层错能来增加γ′相的切变应力，从而引起强化作用，另一方面通过提高γ′相的溶解温度及聚集长大的稳定性，使γ′相强化作用不削弱或不消失。特别是对使用温度很高的合金，加入许多难熔元素和钴等元素，可获得更稳定的高度合金化的γ′相。同时多元合金化固溶体，降低元素扩散，使固溶强化作用与沉淀强化作用得到更佳配合。

对于以γ′相为强化相的单晶高温合金，合金的拉/压屈服特性基于γ′相的屈服规律。在峰值强度温度以下，单晶高温合金的屈服强度几乎不发生变化；超过峰值强度温度，屈服强度明显下降。

7.3.2 碳化物

铸造高温合金中主要有MC、M_6C和$M_{23}C_6$三种碳化物。

1）MC碳化物 MC碳化物具有面心立方结构，MC碳化物中的"M"是各种元素的总称。在碳化物的M中，合金元素Hf、Zr、Ta、Nb、Ti、V、W和Mo的含量较高，而Ni、Co、Cr含量很低。通常把金属元素以Ta、Nb、Ti、V为主的MC碳化物称为$MC_{(1)}$碳化物，而金属元素以Hf、Zr为主的MC碳化物称为$MC_{(2)}$碳化物。

MC碳化物分初生和次生两种。初生MC碳化物是在凝固过程中形成的，其析出温度通常在1 340℃以下。次生MC碳化物是指在合金初熔温度以下热处理或长期使用过程中由基体析出或由其他相转变而成的。MC碳化物一般呈点状、点条状和骨架状三种形态分布于枝晶间和晶界，碳化物形态主要取决于形成MC碳化物的金属元素和凝固条件。当合金中含有较高的Ta和Nb时，MC碳化物一般以骨架状存在；当合金含有较高的Ti而不含Ta和Nb时，MC碳化物倾向于形成块状；若合金中添加Hf和Zr，则倾向于使MC碳化物由原来的骨架状变成小块状。凝固过程冷却速度较快时，易形成点条状或质点状MC碳化物；凝固速度缓慢时，易形成骨架状MC碳化物。

$MC_{(1)}$碳化物在高温下是不稳定的，它会与基体反应分解成M_6C或$M_{23}C_6$碳化物。富Ti的$MC_{(1)}$碳化物最易分解，富Nb、Ta的$MC_{(1)}$碳化物分解很慢，富Hf、Zr的$MC_{(2)}$碳化物则不发生分解。温度是促进MC碳化物分解的重要因素，900℃以上长时间保温$MC_{(1)}$迅速分解，1 000~1 100℃范围是$MC_{(1)}$碳化物最剧烈分解的温度。

热处理和高温长时间暴露时产生的另一种碳化物反应是析出次生$MC_{(2)}$，这种反应只在含有Hf、Zr、Nb、Ta的合金中发生。次生$MC_{(2)}$碳化物通常呈小颗粒状分布于枝晶间和共晶γ′内，它的形成温度较高，通常在高于1 000℃时才较易生成。在含Hf、Zr的铸造高温合金中，$MC_{(2)}$碳化物的析出对于提高合金组织稳定性非常重要，这两种元素都是强烈形成MC碳化物的元素，所形成的$MC_{(2)}$碳化物在各种温度下都不分解，所以$MC_{(2)}$碳化物那一部分碳不参与形成次生$M_{23}C_6$和M_6C的反应；而在高温热暴露时$MC_{(1)}$碳化物分解形成次生$MC_{(2)}$，抑制了$M_{23}C_6$和M_6C的形成。由于$MC_{(2)}$碳化物的形成消耗了降低合金熔点的Ni_5Hf和Ni_5Zr相，减小了合金的初熔倾向，这有利于合金的热处理。

MC碳化物的形貌又与力学性能有密切关系，粗骨架状的MC是高温合金疲劳裂纹的起始部位，显著损伤了合金的疲劳性能。分布于晶界和枝晶间的小块状MC碳化物有利于提高合金的持久性能。

2）M_6C碳化物 M_6C碳化物具有复杂面心立方结构，金属原子由大小两种原子组成，大原子主要有W、Mo元素，小原子为Fe、Co、Ni等元素。M_6C碳化物分为初生M_6C和次生M_6C两种。初生M_6C和次生M_6C的成分特点相同，都以W、Mo为主，还溶进大量Ni、Co、Cr、Nb等过渡族元素，Ti和Hf的溶解度很低。

初生M_6C碳化物是在高W、Mo类型的铸造镍基高温合金凝固时形成的，这种碳化物呈有规则的形状：方块状、长条状和锚状。由于初生M_6C直到合金熔化都是稳定的，所以它不能用热处理方法来消除。初生M_6C碳化物在枝晶间的γ/γ′共晶内析出，它的形成温度在MC碳化物形成温度和γ/γ′共晶温度之间。W、Mo、C的含量影响初生M_6C形成，凝固时的冷却速度也影响M_6C的形成，缓冷有利于初生M_6C的形成。

在铸造高温合金中，次生M_6C碳化物通常是指在850~1 210℃温度范围内热处理或长时间使用时析出的M_6C，它通常以粒状和片状两种形态存在。粒状次生M_6C存在于Cr%（摩尔分数）/（Cr+Mo+0.7W）%（摩尔分数）<0.82的合金中。如果这些合金中的质Mo质量分数高于2.5%，则可能形成片状M_6C。高硼的合金由于形成初生M_3B_2硼化物固结了大量的W和Mo，抑制了片状M_6C的形成。加Hf的合金也抑制了片状M_6C的形成。高Nb的合金由于MC碳化物很稳定，因此也不利于形成大量的次生M_6C碳化物，但在高温持久试验中会沿晶界析出粒状次生M_6C碳化物。对W+Mo<3.7%（摩尔分数）的合金，次生M_6C析出峰值温度为950~1 100℃。合金的W、Mo量进一步提高时，次生M_6C的稳定温度范围向高温区推移。大块初生M_6C碳化物严重损伤合金的力学性能。

3）$M_{23}C_6$碳化物 $M_{23}C_6$碳化物具有复杂面心立方结

构，是 w（Cr）> 6% 的镍基高温合金中最常见的碳化物。$M_{23}C_6$ 分为初生和次生两种。初生碳化物呈骨架状分布于枝晶间。次生 $M_{23}C_6$ 通常以两种方式形成，一种是通过 $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$ 碳化物反应形成，另一种由基体的碳脱溶而产生。$M_{23}C_6$ 的析出温度范围为 650～1 080℃，析出的峰值温度在 900～1 000℃之间。次生 $M_{23}C_6$ 主要以粒状形态存在，有时也呈针状。长时间保温时，晶界上的 $M_{23}C_6$ 有时长成膜状，膜的周围被 γ' 包覆。大量的针状或膜状次生 $M_{23}C_6$ 对合金的力学性能产生不利影响，而在晶界上出现的粒状或链状 $M_{23}C_6$ 阻碍晶界滑移，有利于提高合金的持久强度。

7.3.3 硼化物

在铸造高温合金中，硼化物主要为 M_3B_2 型，它具有四方结构。多数铸造高温合金的 B 含量（质量分数）一般为 0.005%～0.02%，但低碳高硼铸造高温合金的 B 含量（质量分数）可达 0.1%～0.2%，M_3B_2 成分以 Cr、Mo、W 为主，Nb、Ni、Co 有一定的溶解度，Hf 几乎不进入 M_3B_2。M_3B_2 相存在于合金的晶界和枝晶间，它的形成温度随合金成分不同差别很大。在有 γ/γ' 共晶的合金中，M_3B_2 于 1 220℃在已凝固的 γ/γ' 共晶旁边形成，析出温度低于 γ/γ' 共晶。在不含 Ti、Zr、Hf、Nb、C 等元素的合金中，M_3B_2 的析出温度可高达 1 260℃以上。

在不含 Hf、Zr 的铸造高温合金中，M_3B_2 呈骨架状分布于晶界或枝晶间；当合金中含 Hf 或 Zr 时，该相则呈大块状，常与 Ni_5Hf 一起分布于 γ/γ' 共晶旁。M_3B_2 的形貌除与成分有关外，凝固时的冷却速度对形貌影响很大。等温期间形成的 M_3B_2 呈大块状，但在淬火时析出的 M_3B_2 由于冷却速度大而呈小块状。大块的 M_3B_2 在应力作用下很易开裂，所以高硼铸造高温合金应采用较快的冷却速度，以便获得较细的硼化物。初生 M_3B_2 硼化物是一种很稳定的相。初生 M_3B_2 在 1 200～1 220℃温度范围开始熔化，它的熔化对 γ/γ' 共晶有熔蚀作用，诱发了 γ/γ' 共晶熔化。

M_3B_2 降低了合金的液相线温度，增大了合金的凝固温度范围。由于高硼合金凝固后期保留了相互连通的微量高硼液体，使这类合金具有优良的可铸性。初生 M_3B_2 的析出有利于稳定铸造高温合金的显微组织，它既抑制了片状 M_6C 的形成，也抑制了 σ 相的形成，所以对组织稳定性有利。硼化物是晶界上硼的来源，它与基体结合好，本身就有强化晶界作用。固溶状态的硼原子在晶界或晶界附近偏聚可造成局部合金化，影响晶界碳化物和金属间化合物的析出，强烈地改变晶界状态，降低元素在晶界的扩散，使晶界得到有效强化，阻止晶界的蠕变断裂。大量硼化物使铸造高温合金室温冲击韧度剧烈下降。

7.3.4 拓扑密排相（TCP 相）

拓扑密排相又称为 TCP 相，为过渡族间金属化合物，包括 σ 相、μ 相、χ 相、Laves 相等。在铸造高温合金中，常见的 TCP 相有 σ 相、μ 相、Laves 相。

σ 相具有四方晶体结构，原子排列紧密，分子式可写作 AB 或 A_xB_y。组元 A 为Ⅴ、Ⅵ、Ⅶ族过渡族元素，组元 B 为ⅦA、Ⅷ族元素。Fe 基合金中常为 FeCr（含 Mo）型的 σ 相，Ni 基合金中常为 $(CrMo)_x(CoNi)_y$ 型的 σ 相，x 和 y 的变化范围为 1～7。σ 相的形成温度范围为 700～980℃，最快析出温度范围为 750～870℃。σ 相超过 980℃时是不稳定的，它逐渐回溶，1 030℃时完全溶解。在同样条件下，与无应力试样相比，施加应力试样 σ 相的形成倾向大。σ 相的形态为颗粒状和片（针）状。在铁基铸造高温合金中，σ 相常常是沿晶界析出的小颗粒。在镍基铸造高温合金中，σ 相最常见的形态为片状。σ 相常在晶界形核，但也在 $M_{23}C_6$ 上形核。在镍基铸造高温合金中，片状 σ 相还常出现在枝晶间、共晶 γ' 周围、初生 MC 碳化物周围以及基体上。当合金存在大量片状 σ 相时，严重降低铸造高温合金的力学性能。晶界 σ 相颗粒常引起合金晶界断裂，降低塑性和冲击韧度。

μ 相的晶体结构属于三角晶系，结构复杂，分子式可写作 B_7A_6。组元 A 为Ⅴ、Ⅵ族元素，组元 B 为Ⅷ族元素。在铸造高温合金中，μ 相可表示为 $(Fe、Co、Ni)_7(Cr、Mo、W、Nb、Ta)_6$。合金中大量 W、Mo 促使 μ 相形成，Mo 的影响比 W 大。B 抑制 μ 相的形成。μ 相的形成还与铸件的凝固条件有关。μ 相分为初生 μ 相和次生 μ 相两类。初生 μ 相是在铸造过程中形成的，而次生 μ 相是在 800～1 140℃范围内长时间保温形成的，最快析出温度范围为 1 000～1 050℃。初生 μ 相比次生 μ 相更稳定，在 1 200℃下仍存在，但在 1 150℃保温时初生 μ 相可转变为块状 M_6C。次生 μ 相在高温下也是不稳定的。μ 相的形态为颗粒状、棒状、片状或针状。μ 相对合金力学性能有明显损害作用，某些合金中 μ 相会降低室温塑性。

Laves 相的典型分子式为 AB_2，它有三种结构：$MgCu_2$ 型、$MgZn_2$ 型和 $MgNi_2$ 型，这三种结构类型的原子排列是十分相近的，区别在于各个四面体堆垛方式不同。$MgCu_2$ 型为面心立方晶体结构，$MgZn_2$ 型和 $MgNi_2$ 型均为六方晶体结构，奥氏体铁中的 Laves 相有 $MgZn_2$ 型（Fe 和 Ti、Nb、Ta、W、Mo 形成）和 $MgCu_2$ 型（Fe 和 Zr、Hf 形成）。Fe 基合金容易产生 Laves 相。W、Mo、Nb、Al、Ti、Si 等元素能促进 Laves 相形成，而 Ni、C、B、Zr 抑制 Laves 相的析出。Laves 相析出温度范围比较宽，约为 650～1 100℃，其上限温度随成分而异。低温时效可以析出细小颗粒状的 Laves 相，高温时效析出的 Laves 相呈短棒状或竹叶状，还有晶界颗粒状 Laves 相。细小弥散质点的 Laves 相可以对合金产生一定的硬化作用，大量针状 Laves 相会降低室温塑性，少量短棒状 Laves 相没有太大的有害作用。

TCP 相的形成除了与温度和应力有关外，还与合金成分和工艺密切相关。在铸造高温合金中，TCP 相的出现通常是有害的，尤其是 σ 相会造成合金的脆性，使其性能恶化，因此必须恰当地控制合金的成分以避免 TCP 相的析出。但是，随着对高温合金性能的要求不断提高，材料的合金化程度越来越高，成分越来越复杂，加入的合金元素种类多达十种以上，这样往往难以控制 TCP 相的析出。如果以试验选择合金成分，不仅工作量大，而且不易得到既有很高性能又不会生成 TCP 相的最佳成分。为此，人们采用相计算方法（通常写作 PHACOMP）来预测高温合金中析出 TCP 相的可能性，获得成功；在此基础上，进一步发展了合金计算方法。

7.4 铸造高温合金的性能

7.4.1 物理及化学性能

1）密度和熔化温度 我国典型铸造高温合金的密度和熔化温度见表 2.3-158。从表中可以看出，由于定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金含有大量的难熔合金元素，这些难熔合金元素的密度往往比较高，因此定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金的密度通常比较高，许多合金的密度在 8.5 g/cm³ 以上，而铸造等轴晶高温合金的密度大多在 8.0～8.3 g/cm³ 之间；定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金的熔化温度范围也比较高，而铸造等轴晶高温合金的熔化温度范围比较低。钴基铸造高温合金的密度比较大，如 K640 的密度为 8.68 g/cm³，该密度比某些单晶高温合金的还大，其熔化温度范围也比较高。

2）热导率 我国典型铸造高温合金的热导率见表 2.3-159。从表中可以看出，随着温度升高，铸造高温合金的热

导率逐渐增大，不同的合金相差较大。

表 2.3-158 我国典型铸造高温合金的密度和熔化温度范围

合金	密度 /g·cm^{-3}	熔化温度/℃	合金	密度 /g·cm^{-3}	熔化温度/℃
K214	8.03	1 330 ~ 1 376	DZ38G	8.10	1 242 ~ 1 332
K403	8.10	1 260 ~ 1 338	DZ40M	8.68	1 345 ~ 1 395
K417	7.80	1 260 ~ 1 340	DZ125	8.48	1 295 ~ 1 377
K418	8.00	1 295 ~ 1 345	DZ125L	8.35	1 250 ~ 1 360
K438	8.16	1 260 ~ 1 330	DD3	8.20	1 328 ~ 1 376
K4002	8.50	1 280 ~ 1 380	DD6	8.78	1 342 ~ 1 399
K640	8.68	1 340 ~ 1 396	DD8	8.26	1 295 ~ 1 360
K825	7.98	1 312 ~ 1 435	DD402	8.67	1 330 ~ 1 382
DZ4	8.15	1 310 ~ 1 365	IC6	7.90	1 340 ~ 1 410
DZ17G	7.84	1 286 ~ 1 342	IC10	8.29	1 337 ~ 1 370
DZ22	8.56	1 307 ~ 1 366			

表 2.3-159 我国典型铸造高温合金的热导率 W·(m·K)$^{-1}$

合金牌号 \ 温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1 000
K214	9.63	11.72	13.39	15.49	17.58	19.67	21.77	23.44	25.53	—
K403	14.27	14.52	17.12	18.25	19.72	20.43	22.27	23.53	24.82	—
K417	10.87	12.23	13.80	15.10	16.50	18.80	20.15	24.90	30.10	38.20
K418	10.15	11.72	12.98	14.65	16.33	18.42	20.52	22.61	24.28	—
K438	—	11.85	14.03	15.91	17.67	20.39	23.15	26.63	30.10	33.08
K4002	7.54	8.37	8.79	9.63	10.47	12.14	14.24	16.33	18.42	20.93
K640	13.40	15.32	16.83	17.67	18.97	19.97	24.03	25.04	28.89	—
K825	—	21.55	—	26.68	—	31.73	—	36.25	—	39.79
DZ4	13.39	15.07	16.32	17.58	19.25	20.51	21.77	23.02	24.70	—
DZ17G	—	10.54	12.43	14.53	16.32	18.41	20.54	22.72	24.98	27.20
DZ22	8.09	9.53	11.59	14.06	16.92	19.88	22.09	24.09	25.60	26.77
DZ38G	—	—	14.65	16.75	18.59	20.45	22.20	22.45	26.25	28.80
DZ40M	—	13.92	16.26	18.43	20.06	21.44	22.82	23.83	24.87	25.87
DZ125	—	9.67	11.47	13.44	14.99	16.79	17.96	19.63	19.51	19.43
DZ125L	—	10.3	12.0	13.6	15.4	17.3	19.4	21.6	24.0	26.4
DD3	10.19	11.82	13.94	—	18.07	20.16	22.14	24.62	27.23	30.04
DD6	8.00	9.45	11.15	13.40	15.35	17.60	20.20	22.30	24.55	26.80
DD8	—	8.91	11.34	14.31	16.86	19.04	20.54	22.43	23.05	23.51
DD402	—	12.70	14.60	16.50	18.30	20.30	21.90	24.10	26.20	28.20
IC6	11.66	12.73	13.88	15.03	16.27	17.51	18.83	20.15	20.98	21.56
IC10	8.33	10.4	12.6	14.8	17.1	19.3	21.5	23.6	25.6	27.5

3）线胀系数　我国典型铸造高温合金的线胀系数见表 2.3-160。从表中可以看出，随着温度升高，铸造高温合金的线胀系数逐渐增大，多数合金的线胀系数相近，从 $9\times10^{-6}\sim13\times10^{-6}K^{-1}$ 增加到 $14\times10^{-6}\sim17\times10^{-6}K^{-1}$。

4）比热容　我国典型铸造高温合金的比热容见表 2.3-161。从表中可以看出，随着温度升高，铸造高温合金的比热容逐渐增大，不同的合金相差较大。

表 2.3-160　我国典型铸造高温合金的线胀系数

$10^{-6}K^{-1}$

合金牌号 \ 温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700	20 ~ 800	20 ~ 900	20 ~ 1 000
K214	13.20	13.8	14.0	14.5	14.7	14.9	15.0	15.3	16.7	—
K403	11.30	12.30	12.30	12.60	12.90	13.00	13.40	13.80	14.30	15.10
K417	—	13.20	13.50	13.50	13.50	13.60	14.30	15.20	16.10	17.20
K418	12.60	12.70	12.90	12.90	13.40	13.70	14.20	14.70	15.50	15.50
K438	9.78	10.70	12.60	14.20	14.60	15.00	15.40	15.60	16.10	16.60
K4002	12.38	12.42	12.58	12.40	12.88	13.13	13.89	13.77	14.28	15.04
K640	—	—	13.8	14.1	14.5	14.9	15.3	15.5	16.1	—
K825	—	10.20	10.90	11.40	11.97	12.43	12.87	13.40	13.83	14.13
DZ4	9.17	10.68	11.48	12.22	12.81	13.07	13.53	14.09	14.81	15.10
DZ17G	12.5	12.9	13.0	13.1	13.3	13.5	13.7	14.0	14.3	14.7
DZ22	—	—	11.37	12.57	12.85	13.01	13.63	14.08	14.60	15.44
DZ38G	10.82	11.95	12.42	13.09	13.09	13.64	13.64	13.84	14.50	—
DZ40M	8.7	10.3	11.0	11.5	12.0	12.3	12.7	13.0	13.1	13.5
DZ125	—	—	12.45	12.86	13.26	13.53	14.04	14.55	15.06	16.02
DZ125L	11.8	12.1	12.3	12.5	12.8	13.1	13.4	13.8	14.1	15.0
DD3	—	—	12.38	12.96	13.38	13.92	14.36	14.66	15.30	16.14
DD6	—	—	11.92	12.59	12.93	13.15	13.53	14.19	14.39	15.00
DD402	9.62	11.45	12.26	12.88	13.29	13.66	14.08	14.58	15.23	—
IC6	9.67	11.46	12.27	12.73	13.02	13.31	13.57	14.08	14.61	15.14
IC10	11.7	11.8	12.2	12.6	13.1	13.5	13.9	14.4	14.8	15.3

表 2.3-161　我国典型铸造高温合金的比热容

$J\cdot(kg\cdot K)^{-1}$

合金牌号 \ 温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1 000
K214	435	477	489	498	523	569	602	912	1494	—
K417	—	445	460	470	485	490	505	515	525	535
K418	439	460	481	490	502	515	544	556	569	—
K438	—	465	477	494	515	557	611	682	766	833
K4002	419	410	398	406	398	398	452	494	540	586
K825	452.2	468.9	481.5	498.2	510.8	523.4	540.1	552.7	569.4	582.0
DZ4	658	661	668	654	—	662	668	673	721	—
DZ17G	—	468	485	502	527	560	594	631	673	732
DZ22	393	398	423	456	494	540	573	599	624	645
DZ38G	—	—	483	504	528	554	584	620	664	714
DZ40M	—	493	506	518	531	543	555	568	581	594
DZ125	—	385	427	456	481	498	506	506	489	473
DZ125L	—	460	470	480	500	520	560	600	660	720
DD3	481	484	490	494	507	525	557	603	662	733
DD6	358	392	427	462	496	531	566	600	635	669
DD8	—	347	406	456	499	536	565	590	607	619
DD402	—	456	456	465	473	490	507	532	561	595
IC6	405	417	429	441	453	464	476	488	496	507
IC10	395	448	478	508	538	568	599	629	659	689

5）抗氧化性能 我国典型铸造高温合金的抗氧化性能见表2.3-162。从表中可以看出，钴基铸造高温合金的抗氧化性能比较好。

表2.3-162 我国典型铸造高温合金的氧化速率 g·（m²·h）⁻¹

合金牌号 \ 温度与时间		800℃			900℃			1 000℃		
		100 h	1 000 h	2 000 h	100 h	1 000 h	2 000 h	100 h	1 000 h	2 000 h
K214		—	—	—	0.169	—	—	0.316	—	—
K403	铸态	0.003 8	0.003 3	0.002 3	0.037 0	0.008 9	0.006 0	0.037	（1 050℃）0.014	（1 050℃）0.012
	固溶	0.003 0	0.003 44	0.002 52	0.038 0	0.009 9	0.006 5	0.089	（1 050℃）0.014 9	（1 050℃）0.012 7
K417		—	0.012	0.009	0.195	0.047	0.032	—	—	—
K418		—	—	—	—	—	—	（1 050℃）0.04	—	—
K438		（850℃）0.012	—	—	0.055	—	—	0.16	—	—
K4002		—	—	—	（950℃）0.034	—	—	0.058	—	—
K640		—	—	—	（950℃）0.034 7	—	—	—	—	—
K825		—	—	—	0.07	0.023	—	0.13	—	—
DZ4		—	—	—	（950℃）0.035	—	—	0.049	—	—
DZ17G		—	—	—	（950℃）0.23	—	—	0.45	—	—
DZ22		—	—	—	0.068	—	—	0.091	—	—
DZ40M		—	—	—	0.000 28	0.000 06	0.000 042	0.001 58	0.000 55	0.000 47
DZ125		—	—	—	（950℃）0.031	—	—	0.043	—	—
DD3		0.006 3	—	—	0.014	—	—	0.029 5	—	—
DD6		—	—	—	—	—	—	（1 000℃）0.016 2（1 100℃）0.039 4	—	—
DD402		—	—	—	（950℃）0.060	—	—	（1 100℃）0.118	—	—
IC6		—	—	—	—	—	—	（1 100℃）1.56～4.3	—	—
IC10		—	—	—	—	—	—	（1 000℃）0.014（1 100℃）0.03		

6）耐热腐蚀性能 我国典型铸造高温合金的耐热腐蚀性能见表2.3-163。从表中可以看出，与抗氧化性能相似，钴基铸造高温合金的耐热腐蚀性能比较好。

表2.3-163 我国典型铸造高温合金的耐热腐蚀性能

合金牌号	试验条件		质量变化率/mg·（cm²·h）⁻¹
	温度/℃	腐蚀气氛及时间	
K214	800	人造海水，腐蚀100 h	0.004
K403	900	0号轻柴油，盐分浓度（质量分数）为0.000 1%，燃气腐蚀25 h	0.003 6
K417			0.007 4
K418			0.007 5

续表 2.3-163

合金牌号	试验条件		质量变化率 /mg·(cm²·h)⁻¹
	温度/℃	腐蚀气氛及时间	
K438	900	0 号轻柴油，盐分浓度（质量分数）为 0.000 1%，燃气腐蚀 25 h	0.000 08
K4002	900	0 号轻柴油，空气与燃油之比为 40:1， 盐分浓度（质量分数）为 0.000 1%，燃气腐蚀 100 h	0.721
K640	900	空气与燃油之比为 18:1，盐分浓度（质量分数）为 0.006%，燃气腐蚀 50 h	0.627
DZ4	900	按 Q/6S365—1983《高温燃气腐蚀试验方法》腐蚀 100 h	0.843 6
DZ17G	900 950	涂盐腐蚀试验，900℃腐蚀 40～50 h 950℃腐蚀 15～20 h	0.071 0.59
DZ22	800 900 1 000	按 Q/6S365—1983《高温燃气腐蚀试验方法》 腐蚀 100 h	0.005 5 0.309 9 0.040 1
DZ38G	800 900	0 号轻柴油，空气与燃油比为 41:1，盐分 浓度（质量分数）为 0.000 5%，腐蚀 50 h	0.006 4 0.127
DZ125	900	按 Q/6S365—1983《高温燃气腐蚀试验方法》 盐分浓度（质量分数）为 0.002%，腐蚀 100 h	0.090 6
DD3	900	按 Q/6S365—1983《高温燃气腐蚀试验方法》 盐分浓度（质量分数）为 0.000 5%，腐蚀 100 h	0.059 5
DD6	900	按 Q/6S365—1983《高温燃气腐蚀试验方法》 盐分浓度（质量分数）为 0.002%，腐蚀 100 h	0.005 3
DD402	950	涂盐腐蚀试验 100 h	0.447 1
IC6	900	按 Q/6S365—1983《高温燃气腐蚀试验方法》腐蚀 20 h	1.541

7.4.2 力学性能

下述的单晶高温合金力学性能测试用试样结晶取向［001］与主应力轴平行。

（1）技术标准规定的力学性能

我国典型铸造高温合金的技术标准规定的力学性能见表 2.3-164。

表 2.3-164　我国典型铸造高温合金的技术标准规定的性能

合金牌号	试样状态	拉伸性能					持久性能				
		t/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	t/℃	σ/MPa	τ/h	δ_5/%	ψ/%
K214	标准热处理	—	—	—	—	—	850	245	≥60	—	—
K403	铸态或标准热处理	800	≥785	—	≥2.0	≥3.0	975	195	≥50	—	—
K417	铸态	900	≥635	—	≥6	≥8	900	315	≥70	—	—
							950	235	≥40	—	—
K418	铸态	室温	≥755	≥635	≥3	—	750	605	≥40	≥3.0	—
		800	≥755	—	≥4	≥6	800	490	≥45	≥3.0	—
K438	铸态	800	≥785	—	≥3	≥3	815	420	≥70	—	—
							850	365	≥50	—	—
K4002	标准热处理	—	—	—	—	—	760	695	≥82	—	—
							1 040	124	≥42	—	—
K640	铸态	≤34HRC	—	—	—	—	816	205	≥15	≥6	—
K825	铸态	室温	≥735	—	≥2.0	≥3.0	800	98	≥50	—	—
		800	≥294	—	≥4.0	≥6.0					
DZ4①	顺序凝固柱晶+标准热处理	900	≥735	—	≥6	≥8	760	725	≥100	—	—
							900	315	≥100	—	—
							950	235	≥55	—	—
	铸态等轴晶	800	≥785	—	≥2.0	≥3.0	975	195	≥30	—	—
DZ17G	顺序凝固柱晶+标准热处理	900	≥700	—	≥6	≥8	760	725	≥48	—	—
							980	216	≥24	—	—

续表 2.3-164

合金牌号	试样状态	拉伸性能					持久性能				
		t/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	t/℃	σ/MPa	τ/h	δ_5/%	ψ/%
DZ22[2]	定向凝固柱晶+标准热处理	室温	≥980	—	≥5	≥5	760	690	48	≤4	—
							980	220	20	≤2	—
									≥32	≥10	—
DZ38G	定向凝固柱晶+标准热处理	800	≥784	—	≥8	≥10	700	784	≥100	—	—
							800	422	≥60	—	—
DZ40M[3]	定向凝固柱晶+铸态	—	—	—	—	—	980	83	≥30	≥15	≥20
DZ125[2]	定向凝固柱晶+标准热处理	室温	≥980	≥840	≥5	≥5	760	725	48	≤4	—
							980	235	20	≤2	—
									≥32	≥10	—
DZ125L	定向凝固柱晶+标准热处理	室温	≥980	≥840	≥5	≥5	760	725	48	≤4	—
							980	235	20	≤2	—
									≥32	≥10	—
DD3[4]	定向凝固单晶+标准热处理	760	≥1 030	—	≥3	≥3	760	785	≥70	—	—
		900	≥835	—	≥6	≥6	1 000	195	≥70	—	—
							1 040	165	≥70	—	—
DD6	定向凝固单晶+标准热处理	室温	≥880	≥800	≥8	≥12	980	250	≥100	—	—
		760	≥1 000	≥850	≥5	≥6	1 070	140	≥100	—	—
		980	≥700	≥600	≥18	≥22	1 100	130	≥100	—	—
DD8	定向凝固单晶+标准热处理	—	—	—	—	—	850	480	≥100	—	—
DD402	定向凝固单晶+标准热处理	760	≥980	≥900	≥5	—	760	780	≥30	—	—
							980	260	≥30	—	—
IC6	定向凝固柱晶+标准热处理	—	—	—	—	—	1 100	90	≥30	—	—
IC10	定向凝固柱晶+标准热处理	室温	≥950	—	≥5	—	1 100	55	≥100	≥10	—

① DZ4 合金 900℃和 950℃持久性能可任选一项作为检验项目。DZ4 合金可从等轴晶铸态或定向凝固柱晶+标准热处理中任选一种试样状态进行检验。
② DZ22 和 DZ125 合金 760℃持久试验持续到 48 h±0.5 h，中断试验，待试样冷却至室温，测伸长率。980℃持久试验持续到 20 h±0.5 h，中断试验，待试样冷却至室温，测伸长率，然后继续试验至断裂。也可用一根试样直接试验至断裂。
③ DZ40M 合金持久试验允许在 30 h 后每隔 8～10 h 加载 17 MPa，至拉断，此时测得的伸长率作为参考。
④ DD3 合金高温持久性能任选一种温度检验。拉伸性能可任选一项作为验收指标。

(2) 拉伸性能

我国典型铸造高温合金的拉伸性能、冲击韧度和硬度见表 2.3-165。从表中可以看出，多数镍基铸造高温合金在700～850℃有一个强度“峰值”，这与铸造高温合金的主要强化相 γ′相本身的性质有关。γ′相体积分数高的合金如定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金，强度“峰值”表现得更加明显。

表 2.3-165 我国典型铸造高温合金的拉伸性能、冲击韧度和硬度

合金牌号	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/kJ·m^{-2}	HBS
K214	20	1 128	—	2.5	4.5	84	45.5HRC
	750	1 054	—	2.5	6.0	—	—
	800	873	—	4.5	8.0	—	—
	900	545	—	11.5	17.5	104	—
K403（铸态）	20	840	—	7.0	12.0	—	36～39HRC
	600	920	—	7.0	17.5	—	—

续表 2.3-165

合金牌号	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{P0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/kJ·m^{-2}	HBS
K403（铸态）	700	940	—	8.0	10.0	—	—
	800	880	—	10.0	19.0	—	—
	900	675	—	10.0	22.0	—	—
	1 000	480	—	16.0	31.0	—	—
K403（标准热处理）	20	900	—	6.0	13.0	—	38 ~ 42HRC
	600	975	—	5.0	12.5	—	—
	700	1 000	—	4.0	11.0	191	—
	800	990	—	3.5	4.5	—	—
	900	835	—	4.0	5.5	130	—
	1 000	540	—	3.0	3.0	—	—
K417	20	990	765	12.0	19.0	350	30 ~ 44HRC
	600	970	785	10.0	23.0	330	—
	700	1 000	775	13.0	20.0	270	—
	800	975	880	9.0	15.0	240	—
	900	745	640	10.0	15.0	200	—
	1 000	490	425	10.0	20.0	150	—
K418	20	900	760	9.5	14.5	280	33 ~ 37HRC
	600	925	—	7.5	13.0	230	—
	700	965	780	8.5	14.5	200	—
	800	890	745	9.0	13.5	215	—
	900	670	455	9.5	13.5	160	—
	1 000	430	—	14.5	22.5	95	—
K438	20	1 030	880	7.3	11.0	460	373
	600	980	810	7.5	12.0	740	—
	700	1 065	835	8.0	14.0	750	—
	800	1 020	855	10.7	15.0	430	—
	900	835	585	11.4	15.0	650	—
	1 000	485	375	23.0	64.0	600	—
K4002	20	1 035	—	8.0	12.5	265	360 ~ 370
	600	1 025	—	7.5	11.0	—	—
	700	1 065	—	10.0	16.0	—	—
	800	1 000	—	8.5	15.0	—	—
	900	810	—	9.0	12.5	—	—
	1 000	535	—	12.0	17.0	167	—
K640	20	735	420	12.5	—	235	25HRC
	580	580	265	20.0	—	525（550℃）	—
	760	590	255	25.5	—	515	—
	816	500	285	20.7	—	535	—
K825	20	955	—	5.0	8.0	30 ~ 41	—
	600	675	—	6.0	11.0	—	—
	700	560	—	7.0	10.0	—	—
	800	405	—	16.0	21.0	—	—
	950	180	—	25.0	32.0	—	—
DZ4	20	1 060	945	6.0	8.5	90	356
	760	1 185	995	6.0	10.5	90	—
	900	885	—	9.5	14.0	100	—
	1 000	575	—	20.0	37.0	110	—
DZ17G	20	1 050	760	14.0	16.0	200	306 ~ 327
	700	1 050	850	12.0	17.0	—	—
	800	1 000	895	13.0	26.0	—	—
	900	785	665	26.0	43.0	—	—
	950	640	540	34.0	50.0	—	—

续表 2.3-165

合金牌号	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{P0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/kJ·m^{-2}	HBS
DZ22	20	1 220	975	7.0	10.0	121	385～395
	760	1 270	1 070	10.0	12.5	139	—
	850	1 030	825	16.5	16.0	—	—
	950	740	555	24.0	33.0	—	—
	1 000	585	430	25.0	38.0	—	—
DZ38G	20	1 180	990	8.7	13.5	200	469～480
	700	1 225	1 000	10.4	16.0	—	—
	850	920	795	15.2	20.7	140	—
	900	805	725	16.0	22.8	—	—
	1 000	480	420	18.0	41.0	—	—
DZ40M	20	775	435	40.0	35.0	170～280	237～253
	600	495	240	25.0	28.0	—	—
	700	515	220	26.0	29.0	—	—
	800	470	200	42.0	52.0	—	—
	900	305	205	55.0	79.0	—	—
	1 000	185	120	52.0	77.0		
DZ125	20	1 320	985	13.0	14.5	77～95	42.0～43.6HRC
	760	1 210	955	17.0	21.0	—	—
	850	1 030	905	20.0	24.0	—	—
	950	740	530	21.0	22.0	—	—
	1 000	575	395	31.0	41.0	—	—
DZ125L	20	1 138	1 017	9.4	11.3	—	—
	760	1 237	961	12.7	16.2	—	—
	850	1 107	905	10.3	13.6	—	—
	980	699	485	16.0	22.5	—	—
	1 050	540	328	18.3	24.3	—	—
DD3	20	1 000	925	26.0	25.0	867	359～378
	750	1 190	920	6.5	6.0	400（760℃）	—
	850	1 040	860	27.0	44.0	423	—
	980	700	525	22.0	40.0	—	—
	1 000	620	440	31.0	55.0	840	—
DD6	20	970	930	16.0	19.5	—	—
	760	1 100	935	8.0	12.0	—	—
	850	1 070	1 030	29.0	32.0	—	—
	980	800	680	27.0	34.0	—	—
	1 070	545	440	28.0	44.0	—	—
DD8	20	1 160	1 000	22.0	—	421	—
	760	1 220	980	8.0	—	255	—
	850	960	840	16.0	—	245	—
	950	760	510	19.0	—	176	—
	1 000	515	435	26.0	—	127	—
DD402	20	1 170	1 040	16.0	10.5	—	—
	760	1 240	1 220	14.0	32.0	—	—
	850	1 150	1 130	20.0	34.0	—	—
	980	715	595	19.0	50.0	—	—
	1 050	565	495	23.0	56.0	—	—
IC6	20	1 140	815	15.0	16.5	420	33～39HRC
	760	1 180	1 100	6.5	17.0	240	—
	850	1 110	1 040	3.0	7.5	—	—
	950	840	765	10.0	22.0	—	—
	1 050	585	520	26.0	32.0	125	—
	1 150	310	280	—	—	—	—
	1 200	180	165	—	—	—	—
IC10	20	1 160	812	13.2	13.5	—	—

(3) 持久性能

我国典型铸造高温合金的持久强度见表 2.3-166。从表中可以看出，在成分比较接近的情况下，持久强度按铸造等轴晶高温合金、定向凝固柱晶高温合金、单晶高温合金的顺序依次增加。

表 2.3-166 我国典型铸造高温合金的持久强度

合金牌号	温度/℃	σ_{100}/MPa	σ_{500}/MPa	σ_{1000}/MPa	σ_{2000}/MPa	σ_{3000}/MPa	σ_{5000}/MPa
K214	650	—	540	480	450	—	—
	750	—	450	420	400	—	—
	800	—	310	290	270	—	—
	850	—	230	200	190	—	—
K403（铸态）	700	749	671	638	606	587	—
	800	524	429	398	368	351	—
	900	298	236	212	190	178	—
	1 000	151	110	95	81	74	—
K403（标准热处理）	700	718	—	—	—	—	—
	800	508	—	—	—	—	—
	900	314	—	—	—	—	—
	1 000	165	—	—	—	—	—
K417	700	760	—	—	—	—	—
	800	570	—	—	—	—	—
	900	314	—	—	—	—	—
	1 000	150	—	—	—	—	—
K418	650	833	804	774	—	—	—
	700	725	666	627	610	—	—
	800	480	412	363	340	—	294
	900	274	216	176	160	—	137
	1 000	118	88	—	—	—	—
K438	650	863	—	775	740	—	696
	700	726	—	628	598	—	559
	800	451	—	358	314	—	275
	900	265	—	177	147	—	123
K4002	700	885	825	802	—	—	—
	760	741	658	626	593	—	—
	800	618	515	479	—	—	—
	900	362	266	232	—	—	—
	1 000	161	114	98	84	—	—
K640	700	380	—	315	300	—	—
	800	240	—	180	170	—	—
	900	125	—	—	—	—	—
K825	800	98	—	—	—	—	—
DZ4	700	912	—	—	—	—	—
	800	677	627	578	—	—	—
	900	353	299	274	—	—	—
	1 000	181	137	125	—	—	—
	1 040	142	—	112	—	—	—
DZ17G	760	725	640	605	—	—	—
	980	185	135	110	—	—	—
DZ22	700	934	824	772	—	—	—
	760	804	725	686	—	—	—
	850	530	440	392	—	—	—
	900	375	282	247	—	—	—
	980	213	151	130	—	—	—
	1 040	137	—	73	—	—	—
DZ38G	650	1 010	950	920	—	875	—
	700	863	795	765	—	730	—
	800	569	505	480	—	430	—
	900	334	275	245	—	205	—
	1 000	142	80	—	—	—	—

续表 2.3-166

合金牌号	温度/℃	σ_{100}/MPa	σ_{500}/MPa	σ_{1000}/MPa	σ_{2000}/MPa	σ_{3000}/MPa	σ_{5000}/MPa
DZ40M	700	400	360	340	—	—	—
	800	265	220	195	—	—	—
	900	140	105	95	—	—	—
DZ125	760	815	715	672	—	—	—
	850	522	430	394	—	—	—
	980	218	164	144	—	—	—
	1 000	187	139	121	—	—	—
	1 040	138	97	84	—	—	—
DZ125L	760	864	783	744	703	—	—
	850	569	465	424	385	—	—
	980	243	185	165	147	—	—
	1000	211	160	143	127	—	—
	1040	158	121	108	97	—	—
DD3	760	814	735	696	666	—	—
	900	368	275	237	207	—	—
	1 000	201	162	147	132	—	—
	1 093	118	84	74	66	—	—
DD6	650	1 004	—	—	—	—	—
	760	807	—	—	—	—	—
	850	580	—	—	—	—	—
	980	303	—	—	—	—	—
	1 070	179	—	—	—	—	—
	1 100	148	—	—	—	—	—
DD8	650	1 050	985	952	—	—	—
	750	818	710	664	—	—	—
	850	500	384	332	—	—	—
	950	260	177	144	—	—	—
	1 000	180	120	96	—	—	—
DD402	760	859	780	745	—	—	—
	850	574	471	428	—	—	—
	950	326	229	187	—	—	—
	1 050	166	122	103	—	—	—
IC6	760	824	—	—	—	—	—
	950	220	—	—	—	—	—
	1040	140	—	—	—	—	—
	1 100	100	—	—	—	—	—
IC10	900	342	275	—	—	—	—
	1 000	165	125	—	—	—	—
	1 100	72	51	—	—	—	—

（4）蠕变性能

我国典型铸造高温合金的蠕变极限见表 2.3-167。与持久性能的情况相似，在成分相近的情况下，单晶高温合金的蠕变极限最高，定向凝固柱晶高温合金的蠕变极限次之，铸造等轴晶高温合金的蠕变极限较低。

表 2.3-167　我国典型铸造高温合金的蠕变极限

合金牌号	温度/℃	蠕变极限 $\sigma_{0.2/100}$/MPa	合金牌号	试验温度/℃	蠕变极限 $\sigma_{0.2/100}$/MPa
K214	850	177	DZ125	750 850 950	595 380 195
K403	800 900	392（铸态）/ 466（标准热处理） 190（铸态）/ 157（标准热处理）	DZ125L	750 850 950	572 391 195
K417	800 900	392 206	DD3	1 000	78.5

续表 2.3-167

合金牌号	试验温度/℃	蠕变极限 $\sigma_{0.2/100}$/MPa	合金牌号	试验温度/℃	蠕变极限 $\sigma_{0.2/100}$/MPa
K418	800	362	DD6	760 850 980 1 070	593 498 205 64
K4002	850 900	353 251	DD402	760 1 000	609 115
DZ17G	760 860	490（$\sigma_{0.2/300}$） 225（$\sigma_{0.2/300}$）	IC6	900 1 100	200 73
DZ22	750 850 950	550 354 175			

（5）疲劳性能

我国典型铸造高温合金的疲劳性能见表 2.3-168。

表 2.3-168　我国典型铸造高温合金的疲劳性能

合金牌号	试样直径/mm	温度/℃	疲劳极限 σ_{-1}/MPa	缺口疲劳极限 σ_{-1H}/MPa
K214	9.5 9.5	700 800	265 235	— —
K403	4.0 4.0 9.5 9.5 4.0 9.5	700 700 700 700 900 900	373（铸态） 373（标准热处理） 294（铸态） 304（标准热处理） 353（铸态） 304（标准热处理）	— — 245 255 — 265
K417	7.0 7.0	700 900	255 294	255 284
K418	7.5 7.5 7.5	600 700 900	314（表面细化） 314 274	274（表面细化） — —
K438	7.0 7.0	650 850	275（粗晶试样） 248（粗晶试样）	255（粗晶试样） 226（粗晶试样）
K4002	9.5 7.5 4.0 4.0 9.5 7.5 4.0	700 700 700 760 900 900 900	304 314 363 382 324 343 382	284 275 348 368 — — —
K640	7.0 7.0	649 816	269 221	— —
DZ4	4.0 4.0	700 930	352 382	— —
DZ17G	7.0 7.0	800 910	400 390	— —
DZ22	4.0 4.0	700 900	408 417	385 388
DZ38G		650 850	275 392	275 314

续表 2.3-168

合金牌号	试样直径/mm	温度/℃	疲劳极限 σ_{-1}/MPa	缺口疲劳极限 σ_{-1H}/MPa
DZ40M	4.0 4.0	700 800	454 295	285（轴向） 203（轴向）
DZ125	4.0 4.0	700 900	378 383	— 359
DZ125L	6.0 6.0	760 900	300 430	— —
DD3	4.0 4.0	700 930	448 437	392 —
DD6		700	460	—
DD8		800	538	—
DD402	5.0 5.0	700 870	715 663	465 —
IC6	4.0 4.0	700 930	380 320	340 380

（6）定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金的力学性能特点

1）弹性模量小　与铸造等轴晶高温合金相比，[001] 取向的定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金的一个显著特点是其弹性模量小，从而它们热疲劳性能明显高于铸造等轴晶高温合金。

2）性能水平高　与铸造等轴晶高温合金相比，定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金的持久性能、蠕变性能、疲劳性能等显著提高。一般来讲，[001] 取向定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金具有优良的综合力学性能，单晶高温合金的力学性能更加突出。

3）各向异性强　与铸造等轴晶高温合金相比，定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金具有十分显著的各向异性。定向凝固柱晶高温合金的纵向力学性能明显高于横向力学性能，它的横向力学性能与铸造等轴晶高温合金相当，所以定向凝固柱晶高温合金零件上的柱晶生长方向平行于使用时的主应力轴。单晶高温合金的力学性能与晶体结晶取向密切相关。一般来说，[001] 方向合金的综合性能最佳，单晶高温合金零件上的 [001] 结晶取向平行于使用时的主应力轴。

7.4.3 工艺性能

目前我国常用铸造高温合金都可采用熔模精密铸造法，铸件的尺寸精度比较高，表面粗糙度值较低。某些铸造高温合金的流动性好，热裂倾向性小，铸造性能优良，采用熔模精铸法可以铸造出壁厚小至 0.5 mm 并带有复杂内腔的定向凝固叶片和其他铸件。有的铸造高温合金的热裂倾向性较大，铸造性能较差，不适于铸造具有复杂内腔的定向凝固叶片及其他铸件。与铸造等轴晶高温合金铸件相比，由于定向凝固铸造的特点，在成分相近的情况下，定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金铸件的工艺参数要求严、材料利用率高、铸造收缩率小、铸件尺寸精度较高。

大多数铸造高温合金零件可采用氩弧焊、扩散焊、真空钎焊进行焊接，也可采用电子束焊等焊接零件。多数铸造高温合金的焊接裂纹倾向性小，焊接性能好；但某些铸造高温合金的焊接裂纹倾向性较大，焊接性能差。

一般情况下，铸造高温合金具有良好的切削性能，易于切削加工，可采用普通硬质合金刀具进行车、铣、刨和钻等机械加工。但对于某些铸造高温合金，尤其是强度高的合金，需在较低速度下采用硬质合金刀具、软砂轮或缓进磨削法进行机械加工。

7.5 铸造高温合金的热处理

20 世纪 60 年代以前，早期的铸造高温合金多数在铸态下使用，这类合金属于铸造等轴晶高温合金。目前仍有许多铸造高温合金是铸态使用的，除了铁－镍基铸造高温合金以外，钴基、铬基高温合金也在铸态下使用，它们主要通过控制浇注温度和冷却速度来控制合金中的碳化物和 γ' 相的形态和分布。随着铸造高温合金使用温度的提高，其合金化程度越来越高，而铸造高温合金的铸态组织是一种偏离平衡态的组织，在枝晶干和枝晶间中存在着比较严重的成分和组织偏析。为了使成分和组织均匀，提高铸造高温合金的高温蠕变和持久性能，热处理已成为高性能铸造高温合金不可缺少的工序。

铸造高温合金的热处理工艺通常有三类：固溶、时效、固溶＋时效。热处理的目的是提高合金的高温强度和持久蠕变性能。随着铸造高温合金的发展，特别是定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金的出现，热处理工艺随之复杂起来。铸造高温合金热处理方案的选择与合金成分和显微组织特点密切相关，多数铸造等轴晶高温合金只进行固溶热处理或只进行时效热处理，而定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金都选择固溶＋时效热处理，甚至采用分步固溶和多次时效热处理。

7.5.1 固溶热处理

固溶热处理的作用是将铸态粗大的 γ' 相全部或部分溶入基体中后在冷却过程中析出更细小 γ' 相，以提高铸造高温合金的高温强度。固溶温度越高，铸态粗大 γ' 相固溶得越多，固溶处理后析出细小 γ' 量越多，合金强度越高。当固溶温度使合金中全部粗大 γ' 相固溶时，这种固溶热处理称为完全固溶热处理，否则就称之为不完全固溶热处理。在完全固溶热处理过程中，铸态成分偏析减小，显微组织不均匀性减轻；枝晶间偏聚元素 Nb、Ti、Al、Hf 等向枝晶干扩散，而 Cr、W、Mo 等偏聚于枝晶干的元素则向枝晶间扩散；且随着固溶温度升高，时间延长，偏析有所减轻，但这种铸态显微偏析难以完全消除。γ' 相尺寸影响合金的力学性能，而固溶保温结束以后的冷却速度直接影响 γ' 相大小。冷却速

度越快，γ'相越细小，因此铸造高温合金一般采用空冷或与空冷速度相当的冷却方式，以控制 γ'相尺寸。为了控制 γ'相的大小，必须控制从固溶温度到某一温度（约 1 090℃）之间的冷却速度，低于这一温度 γ'相将不会在短时间内粗化。在固溶热处理过程中，除 γ'相固溶析出外，还有碳化物的分解和析出。初生 MC 碳化物缓慢分解，并析出 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 次生碳化物，后者以颗粒状或针状分布于晶界和晶内的残余 MC 周围。完全固溶热处理的温度一般不低于 1 250℃，至于选用哪一种固溶热处理，由合金的成分和组织特点及用途而定。一般为了合金获得较高的高温强度，则采用完全固溶热处理，而为了获得一定的高温强度并兼有良好的塑性，则合金采用不完全固溶热处理。

1）铸造等轴晶高温合金固溶热处理 铸造等轴晶高温合金的固溶热处理采用不完全固溶热处理，固溶温度范围为 1 180～1 210℃。铸造等轴晶高温合金固溶热处理后往往强度提高而塑性下降，这是因为合金内各个取向不同的晶粒随着 γ'相析出强化，使晶界附近难以塑性变形，而等轴晶塑性变形时需要各个晶粒协调变形，即晶界易于变形流动，否则容易开裂。铸造等轴晶高温合金固溶热处理采用不完全固溶热处理的原因除了上面提及的力学性能方面外，还在于铸造等轴晶高温合金中含有 γ/γ'共晶相和 M_3B_2 低熔点硼化物相，γ/γ'共晶相的熔化温度约为 1 250℃，M_3B_2 相的熔化温度为 1 220℃，从而铸造等轴晶高温合金的初熔温度显著降低。如果进行完全固溶热处理，使铸态粗大 γ'相全部固溶，固溶温度一般必须高于 1 250℃，此时铸造等轴晶高温合金已发生初熔，这是热处理所不允许的。

2）定向凝固柱晶高温合金固溶热处理 定向凝固柱晶高温合金的固溶温度一般在 1 200℃以上。为了使定向凝固柱晶高温合金所有铸态粗大 γ'相（包括共晶 γ/γ'相）全部溶解，以便冷却时在整个合金内均匀析出细小 γ'相，理想的情况是进行完全固溶热处理，即将合金加热到 γ'相固溶温度以上；但是合金固溶温度受其初熔温度限制，超过初熔温度会引起合金局部区域熔化，使合金性能显著降低；大多数定向凝固柱晶高温合金，特别是含 Hf 的合金，初熔温度低于铸态 γ'相全部溶入到基体的温度，因此定向凝固柱晶高温合金采用不完全固溶热处理。为了尽可能使多的铸态 γ'相固溶，固溶温度选择在低于合金初熔温度 10～20℃的温度。对于含 Hf 的定向凝固柱晶高温合金来说，由于合金定向凝固后存在低熔点相 Ni_5Hf，要提高固溶温度可以在 1 100～1 200℃下进行预处理。因为在此温度范围内，Ni_5Hf 会与 MC 反应分解，生成稳定的 MC（主要是 HfC），从而消除了低熔点相 Ni_5Hf，导致合金的初熔温度升高，从而提高合金固溶温度。定向凝固柱晶高温合金铸件一般都在真空环境或氩气保护下进行固溶热处理，以防止铸件高温氧化。因此，定向凝固柱晶高温合金铸件在固溶温度保温结束后，向真空热处理炉内送入氩气或继续通氩气，让氩气吹过铸件表面，并控制铸件的冷却速度。

3）单晶高温合金固溶热处理 单晶高温合金中不存在晶界，所以不含或少含 C、B、Zr 等晶界强化元素。由于无 C、B、Zr 这些元素的低熔点化合物，使合金的初熔温度增加了 60～100℃；而合金初熔温度的升高，使单晶高温合金的固溶热处理温度显著提高。铸造等轴晶高温合金固溶热处理时难以完全溶解的 γ/γ'共晶相在单晶高温合金固溶热处理下得以全部固溶，并在其后的冷却过程中析出细小 γ'相，其体积分数高达 60% 以上。因此，单晶高温合金采用完全固溶热处理。在完全固溶热处理条件下，固溶温度达到 1 240℃以上，除铸态 γ'相和 γ/γ'共晶相基本上固溶外（>90%），同时显著减轻单晶高温合金成分偏析，明显改善显微组织不均匀性，所以，固溶热处理在单晶高温合金中还起着均匀化处理的作用。第一代单晶高温合金 PWA1480、CMSX－2 等存在着固溶热处理温度范围窄的缺点，固溶热处理温度范围一般只有 10～15℃左右，因此要求非常准确地控制固溶温度，否则将引起合金的初熔并使合金性能降低。第二代单晶高温合金 PWA1484、CMSX－4 等含有较多的高熔点元素 Re。Re 不仅提高单晶高温合金的高温蠕变强度，而且 Re 明显降低元素扩散速率，阻碍 γ'相长大，扩大固溶热处理温度范围，使单晶高温合金固溶热处理变得易于控制。第三代单晶高温合金 ReneN6、CMSX－10 等中 Re 含量进一步增加，CMSX－10 合金的固溶热处理温度达到 1 366℃，所有铸态 γ'相和 $\gamma-\gamma'$共晶相全部溶解，固溶热处理后的合金成分和显微组织更加均匀。由于第二代和第三代单晶高温合金含有较高的高熔点合金元素，偏析较大，扩散困难，一般在固溶热处理前要进行均匀化处理。

7.5.2 时效热处理

铸造高温合金时效热处理温度为 700～1 150℃，时间一般不超过 32 h。时效热处理温度低则时效时间长，时效温度高则时效时间短。时效热处理可以分一级、二级和三级。一级时效的热处理温度为 860～980℃，时间一般为 16～32 h；二级时效的热处理分为 1 050～1 150℃的高温时效和 700～900℃的低温时效，高温时效的时间一般为 2～6 h；三级时效的热处理温度一般为 1 050～1 150℃ + 860～980℃ + 700～900℃。某些铸造高温合金的低温时效热处理（700～900℃）可使 $M_{23}C_6$ 在晶界上析出，从而对晶界滑移提供一定的阻力，同时还将沉淀析出非常细小的 γ'相，这就使合金中存在两种尺寸的 γ'相，有利于提高合金的综合性能。

定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金都选择固溶 + 时效热处理，而不选择直接时效热处理。铸造等轴晶高温合金直接时效热处理的作用是提高合金的中温持久性能并减小性能的波动，一般采用一级时效热处理或二级时效热处理。时效热处理过程中，铸态粗大 γ'相不发生变化，只是细小 γ'相析出于粗大 γ'相之间的 γ 相基体内，二级时效热处理后合金中既有粗大 γ'相又有细小 γ'相弥散析出；同时晶界析出 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 次生碳化物。这些变化对合金的中温强化起着一定作用，使合金具有良好的综合性能。

另外，采用铸造高温合金制作涡轮叶片时，一般需进行抗氧化耐腐蚀涂层处理，涂覆合金涂层后的涂层扩散热处理的温度多数在 1 050～1 150℃，这与高温时效的温度相同或相近，因此在生产上铸件的涂层扩散热处理可与高温时效热处理结合。

7.5.3 固溶 + 时效热处理

铸造等轴晶高温合金在固溶热处理后，合金的强度提高，但是塑性明显下降，因此一些高强度的铸造等轴晶高温合金为了获得较高强度且有一定的塑性，选择固溶 + 时效热处理，这样得到的合金既有粗大 γ'相又有弥散析出的细小 γ'相，使合金具有良好的综合性能。

定向凝固柱晶高温合金在固溶热处理后都要进行时效热处理，其作用是调整 γ'相形态和尺寸，提高合金的综合性能，一般采用一级时效热处理或二级时效热处理。高温时效热处理过程中，固溶热处理析出的 γ'相会调整为规则的立方形态的 γ'相，这种形态的 γ'相对合金力学性能非常有益；同时析出细小 γ'相，该 γ'相有利于合金的综合性能。定向凝固柱晶高温合金的低温时效热处理的目的通常是在大块 γ'相之间析出非常细小 γ'相，提高合金屈服强度等性能。在 760℃以下，屈服强度敏感地与 γ'相尺寸成反比，所以低温时效热处理可以提高合金的屈服强度。

单晶高温合金在固溶热处理后也要进行时效热处理，时效热处理与定向凝固柱晶高温合金的相似，一般采用二级或

三级时效热处理。

表2.3-169列出了一些我国典型铸造高温合金的热处理制度。

表2.3-169 我国典型铸造高温合金的热处理制度

合金牌号	热处理制度
K214	1 100℃，5 h，空冷
K403	1 210℃，4 h，空冷；或铸态
K417	铸态
K418	1 180℃，2 h，空冷+930℃，16 h，空冷；或铸态
K438	1 120℃，2 h，空冷+850℃，24 h，空冷
K4002	870℃，16 h，空冷
K640	铸态
K825	铸态
DZ4	1 220℃，4 h，空冷+870℃，32 h，空冷
DZ17G	1 220℃，4 h，空冷+980℃，16 h，空冷
DZ22	1 210℃，2 h，空冷+870℃，32 h，空冷
DZ38G	1 190℃，2 h，空冷+1 090℃，2 h，空冷+850℃，24 h，空冷
DZ40M	铸态
DZ125	1 180℃，2 h+1 230℃，3 h，空冷+1 100℃，4 h，空冷+870℃，20 h，空冷
DZ125L	1 220℃，2 h，空冷+1 080℃，4 h，空冷+900℃，16 h，空冷
DD3	1 250℃，4 h，空冷+870℃，32 h，空冷
DD6	1 290℃，1 h+1 300℃，2 h+1 315℃，4 h，空冷+1 120℃，4 h，空冷+870℃，32 h，空冷
DD8	1 100℃，8 h，空冷+1 240℃，4 h，空冷+1 090℃，2 h，空冷+850℃，24 h，空冷
DD402	1 315℃，3 h，空冷+1 080℃，6 h，空冷+870℃，20 h，空冷
IC6	真空下1 260℃，10 h，氩气冷却
IC10	1 180℃，2 h+1 270℃，2 h，空冷+1 050℃，4 h，空冷

7.6 铸造高温合金真空感应熔炼

在铸造高温合金发展过程中，真空感应熔炼技术起着极大的推进作用。真空感应熔炼使合金中杂质和气体得以大大降低，实现了合金成分的精确控制，出现了一大批如Mar-M002、In100和B1900等性能优异的铸造高温合金，为20世纪80年代的定向和单晶合金与工艺发展奠定了基础。

7.6.1 真空感应熔炼基本原理

(1) 真空感应熔炼的特点

真空感应熔炼就是指在压力小于101 kPa（1个大气压）条件下的熔炼，它能熔炼镍基、铁基、钴基和铬基等高温合金。由于熔炼是在真空下进行的，真空感应熔炼能减少熔融金属与气体的接触，有效地防止金属氧化；在真空下能去除蒸气压较高的有害元素如Pb、Bi等；熔体的气压可以人为选择，能降低活性元素因受氧化而造成的损耗；能去除溶解在合金里的气体，如[O]、[H]和[N]；由于感应搅拌作用，能使合金很均匀；由于熔池的运动，使渣运动到坩埚壁上，渣在坩埚壁上凝固，失去活性，从而能去除部分氧化渣。真空感应熔炼能准确地控制合金的温度与成分，提高合金的力学性能。真空感应熔炼还具有环境污染小的特点。采用真空感应熔炼，使得含高铝、钛的高温合金的生产成为可能，促进了航空、航天技术的发展。

(2) 真空感应熔炼冶金原理

真空感应熔炼使在常压下进行的物理、化学反应条件发生了变化，随着压力的减小，所有的反应都朝着有气相存在的方向进行。

1) 脱氧反应　碳和溶解在钢液中的氧反应产物是CO，它是以气泡的形式逸出液面。在熔池的温度和压力一定的条件下，钢液中碳与氧的浓度乘积为一常数 m，即：$m=[C][O]$。该常数是压力（p）和温度（t）的函数，$m=f(p,t)$，当温度一定时，m 值随真空炉内的压力减小而减小，也就是[O]随压力的减小而减少，因此在真空下，碳具有很强的脱氧能力。

在真空下，碳不仅能去除溶解在合金中的氧，而且能脱掉氧化物中的氧，如

$$MgO+[C]=[Mg]+CO\uparrow \qquad (2.3\text{-}44)$$

脱氧所需的真空度并不高，一般小于101 kPa情况下基本能达到。提高熔体的温度，有利于脱氧反应的进行，但高温和高真空会使熔体与坩埚反应加剧。

2) 氮和氢的去除　氮和氢是溶解在金属液中的主要气体，它们在高温合金中的溶解度取决于合金的化学成分、熔融金属的温度和压力，其溶解度与其分压的平方根成正比：

$$[N]=K_N\,(p_{N2})^{1/2} \qquad (2.3\text{-}45)$$

$$[H]=K_H\,(p_{H2})^{1/2} \qquad (2.3\text{-}46)$$

当 p_{N2} 和 p_{H2} 降低时，与之平衡的[N]和[H]也随之降低，也就是说，真空度越高，合金液中的[N]和[H]含量越低。式中 K_N、K_N 为平衡常数。

熔体中气体的去除有两个制约过程，其一是气体原子从气体-金属的界面向气相的扩散过程，另外一个过程就是在气体-金属的界面气体原子从气相中被吸附到金属表面。为了加速气体的去除，即上述的第一个过程，可以采取下面的工艺方法，如提高熔体的温度、增强熔体的流动（搅拌）、增大熔体的比表面积 A/V（式中 A 为熔体和气相界面面积，V 为熔体的体积）。

氢在合金中严格遵守上述定律，并且在合金液搅拌和CO气泡沸腾时，[H]的去除速率加大。一般情况下，当金属料完全熔化时，[H]的体积分数就能达到小于0.000 1%。

在高温合金中一般都含有强烈形成氮化物的元素如Ti、V、Nb、Hf和Ta等，由于脆性氮化物或者氮碳化物，对合金的性能有不利的影响，因此要求高温合金中N含量必须保持在尽可能低的水平。在真空感应熔炼中，[N]的去除成为研究的主要目标之一。

在高温合金中各种合金化元素明显降低了[N]的活性，从而明显影响其溶解度；在含Cr的合金中，[N]的含量一般随着Cr含量增加而提高；又有理论认为某些氮化物强烈形成元素Ti、V、Nb、Hf和Ta等和氮有强的亲和力，阻碍了氮的去除。另外一个影响[N]去除的重要因素是熔体中溶解的[O]和S的浓度。由于[O]和S在铁基和镍基合金中是表面活性元素，它们趋于集中在气体-金属的界面，这就限制了氮从合金液到气相的传输。

为了有效地去除高温合金中的[N]，下列的方法在实践中是有效的：①选择O、S和N含量低的原材料。②在熔化期间，充分利用C-O反应，以气泡形式带出熔体中溶解的部分[N]。

3) 金属的蒸发　金属在一定的温度下均具有一定的平衡蒸气压，该蒸气压随温度的升高而增加。若多种金属互溶

后，根据拉乌尔定律，某种金属在液面上的蒸气压 p 为：

$$p = p_0 N \qquad (2.3\text{-}47)$$

式中，p_0 为为某纯元素的蒸气压；N 为该元素在溶液中的分数。

当金属的蒸气压高于外界的压力时，则金属发生蒸发。温度越高，金属的蒸发能力越大。温度一定时，某些金属的蒸气压是不变的，随着系统中压力的减小，即真空度的提高，金属更易蒸发。

真空中金属的蒸发带来有利和不利两方面的作用：一方面一些具有相对较高蒸气压并对高温合金有不利影响的微量元素如 Pb、Bi 等，由于蒸发作用，会从合金中蒸发出来，从而提高合金的性能。这也是真空感应熔炼得到广泛应用的主要原因之一。另一方面，合金中某些有益元素在真空下熔炼时易蒸发，使合金元素损耗，这也是合金成分控制应注意的。为了消除对某些合金有益元素如 Mn、Mg 等的蒸发，可先熔化不易蒸发的元素，然后，在熔化后期通入惰性气体后加入易蒸发元素。

杂质元素从熔体金属中去除的过程取决于杂质元素从熔体内部扩散到熔体表面和杂质元素从熔体表面的蒸发过程，大量的研究认为这两个过程是决定蒸发速度的制约因素。

杂质扩散到熔体表面的量 M_1 为

$$M_1 = K_1\ (C - Cn) \qquad (2.3\text{-}48)$$

式中，K_1 为扩散系数；C 为熔体中杂质的浓度；Cn 为熔体表面的杂质浓度。

杂质元素的蒸发量 M_2 为

$$M_2 = K_2 Cn \qquad (2.3\text{-}49)$$

式中，K_2 为蒸发系数。

在平衡状态下：$M_1 = M_2$，则

$$K_1\ (C - Cn) = K_2 Cn \qquad (2.3\text{-}50)$$

$$Cn/C = K_1/\ (K_1 + K_2) \qquad (2.3\text{-}51)$$

根据 Cn/C 的比值可以判断出杂质元素从熔体进入气相的制约因素。如果 $Cn/C \to 1$，即 $K_1 \gg K_2$，则制约因素就是蒸发过程；如果 $Cn/C \to 0$，即 $K_2 \gg K_1$，则制约因素就是扩散过程。

理论和实践均证明：提高熔体的温度、提高真空度、增强熔体的流动（搅拌）、增大熔体的比表面积 A/V（式中 A 为熔体和气相的界面的面积，V 为熔体的体积），均能增加杂质蒸发的速度。

理论和实践均证明：对于蒸气压高的元素，如 Pb、Bi 等，其蒸发较慢的过程是在熔体中的扩散传质；对于蒸气压低的元素，如 Cu、Sb、Sn 等，其制约蒸发的过程是在熔体表面的蒸发。为了加速高蒸气压的杂质在熔体中的扩散，即加速其从熔体中的去除，可以采用一些工艺方法，如升高熔体的温度和提高搅拌的强度。值得注意的是：随着比表面积 A/V 降低，杂质的去除效果都会降低。

7.6.2　铸造高温合金中的杂质和净化

高温合金中杂质能降低合金力学性能和工艺性能，这些杂质元素或者溶解于合金中，或者存在于析出物、夹渣或气孔中，高温合金中的杂质元素多达 29 种。

（1）杂质的来源

铸造高温合金中杂质分为：

残留在合金中气体（[N]、[H]、[O]）；

非金属杂质（S、P）；

金属和准金属杂质（Pb、Bi、Sb、As、Se、Sn、Au、Cu、Tl、Te、Zn、Cd、Si、Na、K）。

高温合金中少量的气体 [N]、[H]、[O] 主要来源于原材料和熔炼生产过程。原材料包括纯元素金属原材料和返回料。部分纯元素金属原材料成分（气体和杂质）见表 2.3-170。返回料也是气体元素进入合金锭的途径之一。氮一般在铸造过程中进入返回料中，并且通常集中在浇注系统和废铸件的表面，在表面到 400 μm 处含有体积分数为 0.01% 的氮，随着深度的增加，气体氮含量急剧降低到正常水平。ЖC26 合金使用不同原材料合金中的 [O] 含量的变化见表 2.3-171。

表 2.3-170　纯元素金属原材料成分（气体和杂质）（质量分数）　%

元素	Ni		Cr		Co		Ta		Nb		Mo	
牌号	Ni9999	Ni9996	JCr99 - A	JCr99 - B	Co9998	Co9980	Ta - 1	Ta - 2	Nb - 01	Nb - 1	Mo - 1	Mo - 2
C≤	0.005	0.01	0.02	0.02	0.004	0.005	0.02	0.04	0.06	0.15	0.020	0.010
Si≤	0.001	0.002	0.25	0.30	0.001	—	0.02	0.02	0.005	0.008	0.003	0.003
P≤	0.001	0.001	0.01	0.01	0.001	0.003	—	—	—	—	0.001	0.001
S≤	0.001	0.001	0.02	0.02	0.001	0.002	—	—	—	—	—	—
Fe≤	0.002	0.01	0.35	0.40	0.003	0.006	0.01	0.02	0.005	0.03	0.006	0.006
Cu≤	0.001 5	0.01	0.02	0.04	0.001	0.003	0.003	0.005	0.003	0.005	—	—
Zn≤	0.001	0.001 5	—	—	0.001	0.002	—	—	—	—	—	—
As≤	0.000 8	0.000 8	0.001	0.001	0.000 3	0.000 5	—	—	—	—	—	—
Cd≤	0.000 3	0.000 3	—	—	0.000 2	0.000 3	—	—	—	—	—	—
Sn≤	0.000 3	0.000 3	0.001	0.001	0.000 3	0.000 3	—	—	—	—	—	—
Sb≤	0.000 3	0.000 3	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	—
Pb≤	0.000 3	0.001	0.000 5	0.000 5	0.000 3	0.000 4	—	—	—	—	—	—
Bi≤	0.000 3	0.000 3	0.001	0.001	0.000 2	0.000 3	—	—	—	—	—	—
Tl≤	—	—	—	—	0.001	0.002	—	—	—	—	—	—
Mn≤	0.001	—	—	—	0.001	0.005	—	—	—	—		
Mg≤	0.001	0.001	—	—	0.001	0.002	—	—	—	—	0.002	0.002

续表 2.3-170

元素	Ni		Cr		Co		Ta		Nb		Mo	
牌号	Ni9999	Ni9996	JCr99-A	JCr99-B	Co9998	Co9980	Ta-1	Ta-2	Nb-01	Nb-1	Mo-1	Mo-2
H≤	—	—	0.01	0.01	—	—	0.002	0.002	—	—	—	—
O≤			0.50	0.50	—	—	0.20	0.30	0.06	0.15	0.003	0.003
N≤	—	—	0.05	0.05	—	—	0.01	0.02	0.04	0.05	0.003	0.003

表 2.3-171　ЖC26 合金使用不同原材料合金中的［O］含量　10^{-6}

原材料（质量分数）	熔化并保持 10 min	浇注前
100%纯元素金属	13	6
50%纯元素金属+50%冶炼厂返回料	7~10	5~6
50%纯元素金属+50%铸造厂返回料	17~32	16~17

在铸造高温合金熔炼过程中，真空设备的漏气率对合金中气体的含量有较大影响，如果设备的抽气速率为50 000 L/s，生产过程中因气率从 1.33 Pa 升至 2.67 Pa 并保持工作，每秒就有 7 g 的氮进入炉内，如果 7 t 的金属液，将进入的氮100%的吸收，则相当于 0.000 1［N］%·S^{-1}的吸收率。另外在铸造高温母合金生产中，合金液会和锭模、中间包以及坩埚等接触或反应，如果锭模、中间包以及坩埚等未经很好处理，含有水气等，也会污染合金，增加合金中的气体。

非金属、金属和准金属杂质也主要来源于原材料和熔炼生产过程。熔模铸造过程中，碱金属 K、Na 和 Si 等通过金属与型芯和壳型接触进入铸件中，在熔炼母合金时，一旦使用返回料，这些杂质就会进入母合金中。

（2）合金中杂质的分布及影响

高温合金中的杂质根据其对合金的影响，主要分为两类，影响晶界元素和存在于析出有害相、夹渣和气孔中的杂质元素。

1）影响晶界性能的杂质元素　五个杂质元素 Bi、Te、Se、Pb 和 Tl 在其含量达到或不到 0.000 5%（质量分数）时，就表现出对应力断裂寿命和伸长率的有害影响。Bi 对合金性能影响最大，其对 MAR-M002 合金的影响见图 2.3-91。

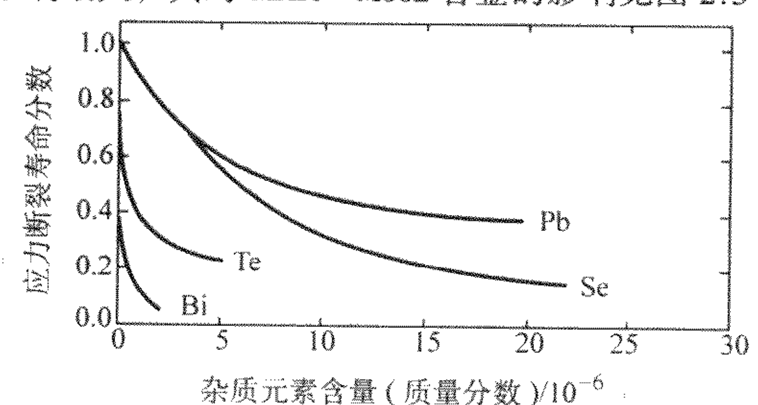


图 2.3-91　杂质元素对 MAR-M 002 合金在 850℃/465 MPa 应力断裂性能的影响

虽然杂质元素的含量一般很低，但是由于晶界偏析，使其对合金性能的影响进一步加剧。其他元素包括 As、Ba、Ca、Li、Mg、Sb、Sn、Sr 和 Tl 元素影响合金性能也主要影响晶界性能。目前一般认为五个主要杂质元素的含量应该控制在表 2.3-172 所示的范围内。扫描电镜分析断口表明，Pb 偏析到晶界上，在晶界上形成孔洞，在蠕变时成为裂纹源，因此降低了蠕变性能。

表 2.3-172　降低晶界性能的主要元素控制范围（质量分数）　%

元素	Bi	Te	Se	Pb	Tl
极限含量	0.000 05	0.000 05	0.000 3	0.000 5	0.000 5

此外，Ag、As、Au、Cd、Ga、Ge、In、Hg、K、Na、Sb、Sn、Th、U 和 Zn 应控制在质量分数为 0.000 5%以下，并且其总量应控制在 0.04%以下。S 沿晶界会和镍形成熔点只有643℃的低熔点共晶，因此对合金的性能有不利影响。

2）形成析出有害相、夹渣和气孔的有害杂质元素　在高温合金中由于含有 Al、Ti、Nb、Hf 等活性较大的元素，当氧、氮含量高时，就会形成非金属夹渣和氧化膜。非金属夹渣以及氮化物对高温合金的可靠性有不利影响，他们是高温合金零件在使用时的裂纹源。图 2.3-92 示出了 Rene'95 合金中氧化铝质点的裂纹源。

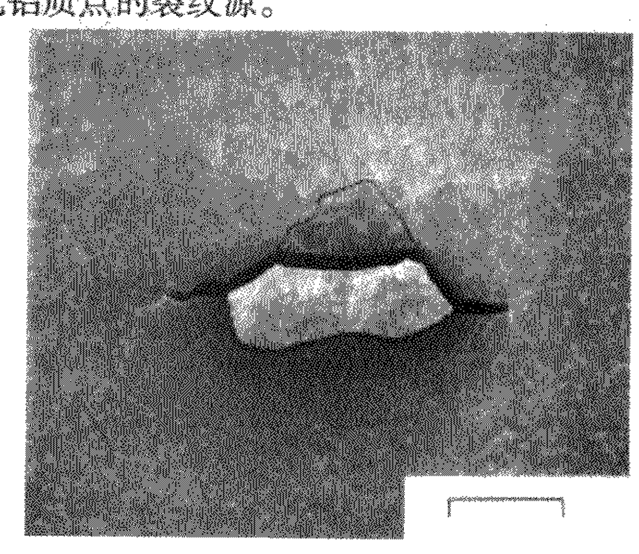


图 2.3-92　低周疲劳载荷下 Rene'95 合金中作为裂纹源的氧化铝质点

氮在液体镍中的溶解度并不大，在 1 600℃、101 Pa 下的溶解度（体积分数）为 0.001%［氧在液体镍中的最大溶解度（体积分数）在 1 600℃下为 0.62%］，但是随着合金化元素的浓度增加和温度升高，氮的溶解度增加。例如，在 1 600℃、101 Pa 下氮的溶解度（体积分数）从纯镍中的 0.001%分别增加到在 Ni-8Cr 和 Ni-24Cr 中的 0.01%和 0.1%。研究表明：氮能促进 MAR-M246 合金的定向结晶，使铸件中形成等轴晶，这与氮碳化物成为结晶核心有关。又有研究表明，在含氮量较高的合金中，氮碳化物将枝晶间的通道封闭，降低剩余液体金属的流动性，导致其铸件中形成数量较多的疏松，因此在用返回料（相对于全新料）冶炼的合金，由于其含氮量较高，其浇注的铸件具有较多的显微疏松。在单晶高温合金中，把氮控制在尽可能低的水平十分重要，这是由于氮促进其不均匀形核。

在 ЖC6-K 合金中，60%（质量分数）左右的 Si 进入 γ′相，30%左右进入 γ 固溶体，10%（质量分数）左右进入碳化物相。Si 具有形成各种各样碳化硅的能力，此外，它还促进拓扑密排相和 M_6C 相的形成。当合金中的 Si 含量超过 0.4%（质量分数）时，它就会富集在晶界，促进不连续片状 M_6C 的形成，从而导致强度和塑性的降低。分析了 M_6C 中的 M 成分为 $(NiSi_{0.2})_3(Mo_{0.25}W_{0.15}Cr_{0.4})_3$，因此，$M_6C$ 也可写为 $M_{5.4}Si_{0.6}C$，在 B1900 合金中发现 Si 在高温合金中能促进 Laves 相形成。

（3）杂质元素的控制和去除

控制和降低铸造高温合金母合金锭中杂质的方法有两个：即原材料控制和熔炼过程控制。

1）通过原材料控制 有些元素在真空感应熔炼中通过工艺方法是无法去除的，因此在原材料选择时应必须考虑其最终杂质含量应小于期望得到的值。在真空感应熔炼中原材料选择时应考虑下列元素：As、Au、Cd、Ga、Ge、Hg、In、K、N、Na、P、Sb、Si、Sn、Th、Tl、Fe 和 U。选择纯净原材料能使合金的纯净度提高，从而提高合金的性能，图 2.3-93 为 ЖС6Ф 合金使用不同原材料 900℃时的持久寿命。

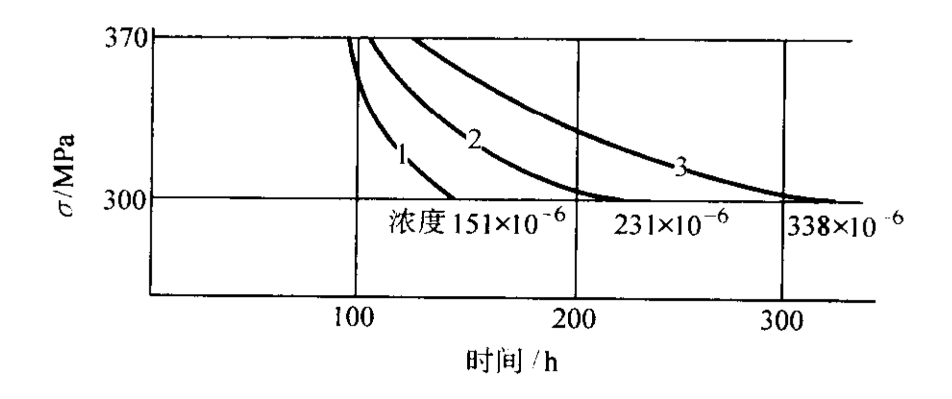


图 2.3-93 ЖС6Ф 合金使用不同原材料 900℃的持久寿命
1—普通镍、钴；2—纯净镍、钴；3—高纯镍、钴

2）金属蒸发去除蒸气压高的杂质 真空感应熔炼的优点之一就是通过真空蒸发，降低具有高蒸气压的有害金属杂质，例如 Bi、Cu、Pb、Se、Te 等，如图 2.3-94 所示。但是，根据热动力学分析，金属杂质在真空感应熔炼的条件下只能降低到一定程度，低于这个浓度水平，在同样的热力学条件下，杂质的蒸发是不可能的，如图 2.3-95 所示。图 2.3-95 是真空条件下熔融金属表面的杂质蒸发状态，p_i 为熔融金属的蒸发压力，p_s 为真空炉的压力。从图中可以看出，当熔融金属表面的浓度变低时，熔融金属上的杂质蒸气压力将下降，当表面杂质浓度下降到一个临界值 C_{iK} 时，杂质蒸发压力将低于真空炉内的压力，在给定的热动力学条件下（压力、温度等）杂质的蒸发将停止。因此通过真空冶炼只可以降低某些蒸气压高的杂质元素。

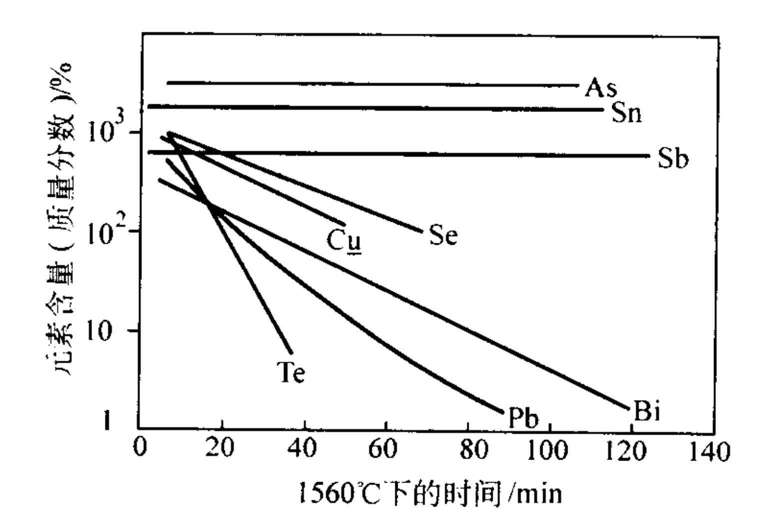


图 2.3-94 杂质元素从 80%Ni－20% Cr 合金中蒸发

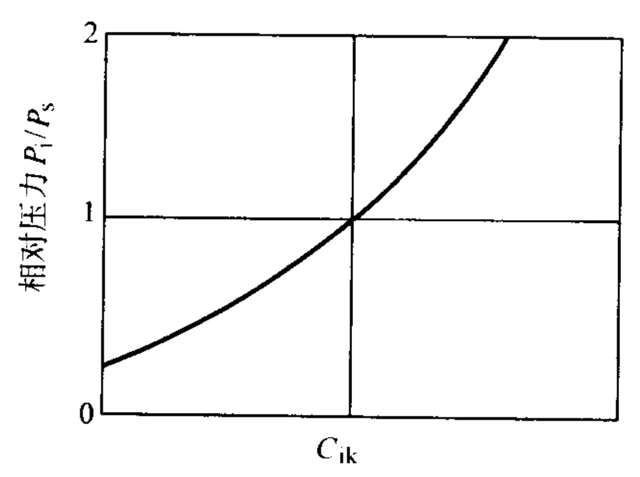


图 2.3-95 真空状态下杂质蒸发状态和熔融金属表面杂质浓度的关系
p_i：熔融金属上的杂质蒸发压力；
p_s：真空炉内的压力；
C_{ik}：熔融金属表面某一杂质浓度的临界值

3）真空去除溶解在合金中的气体 氧、氢和氮是溶解在金属液中的主要气体。如前所述，氧可以通过脱氧反应来去除；提高合金液的温度，有利于脱氧反应的进行，氢和氮可以通过提高真空度；通过 CO_2 气泡带出，同时降低它们在合金液中的溶解度也可减少其含量。表 2.3-173 和表 2.3-174 分别为熔炼 ЖС26 时合金中的气体浓度。

表 2.3-173 用不同原材料熔炼 ЖС26 合金时金属中的气体（质量分数） %

原材料（质量分数）	取样时间					
	熔化并保温 10 min			浇注前		
	[O]	[N]	[H]	[O]	[N]	[H]
100%新料	0.001 3	0.000 9	0.000 3	0.000 6	0.000 9	0.000 3
50%新料＋50%冶炼厂母合金返回料	0.000 7～0.001 0	0.000 3～0.001 0	0.000 2～0.000 3	0.000 5～0.000 6	0.000 9～0.001 0	0.000 3～0.000 4
50%新料＋50%铸造返回料	0.001 7～0.003 2	0.000 3～0.000 5	0.000 4～0.000 6	0.001 6～0.001 7	0.000 2～0.000 3	0.000 3～0.000 5

从表 2.3-173 和表 2.3-174 可以得出，用冶炼厂母合金的返回料，其气体含量和用新料基本一样；而采用铸造厂返回料时，合金中氧的浓度提高 1～2 倍；把含碳熔融合金的温度从 1 500～1 550℃提高到 1 600℃，可使合金中氧的浓度降低 50%。

表 2.3-174 碳和熔融合金温度对 ЖС26 合金中氧浓度的影响

熔融合金温度/℃	元素在合金中的浓度（体积分数）/%	
	C	[O]
1 500	—	0.001 4
1 500	0.15	0.000 8
1 550	0.14	0.000 7
1 600	0.012	0.000 4

4）稀土元素去除杂质 在高温合金中，S 对合金有不利的影响。传统观点认为，在非真空冶炼时，采用质量分数为的 70%CaO＋30%CaF_2 造渣除硫。在真空下，由于渣料污染合金，一般不用渣料，因此除硫效果很差，如图 2.3-96 所示。

在真空下熔炼时，适当加入一些稀土元素，可以将合金中的自由态硫的质量分数降低 30%～50%。其作用机理为稀土元素和合金中硫结合形成难熔质点，这些质点或者飘浮到液体金属表面，通过过滤去除，或者粘在坩埚壁上得以去除。

碳在普通铸造合金中作为脱氧剂都适当加入一些，但是在单晶高温合金中有时碳就变为杂质。为了去除单晶合金中的碳。适当加入一些稀土，就能较好地除碳。其机理为稀土元素和合金中碳结合形成难熔质点，这些质点或者飘浮到液

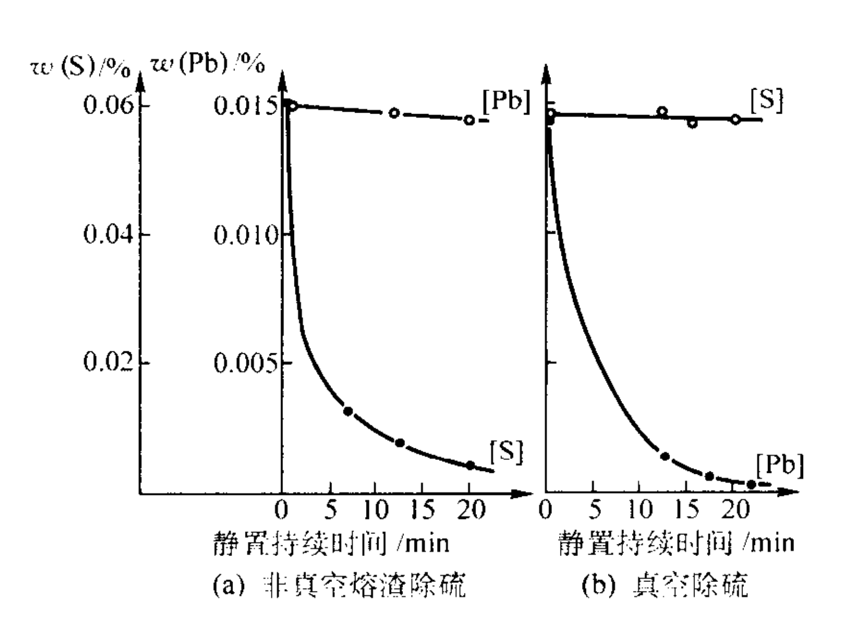


图 2.3-96　真空和非真空除硫对比

体金属表面，通过过滤去除，或者粘在坩埚壁上得以去除。

5）过滤去除非金属夹渣　在铸造高温合金中存在不同的非金属夹渣，如氧化物、氮化物夹渣等。其成分和含量由合金的成分、所采用原材料（包括返回料）的种类和数量以及熔炼和浇注的条件所决定。非金属夹渣的去除可以通过夹渣上浮、吸附到坩埚壁上和用C进行氧化还原。非金属氧化物的上浮取决于熔体的温度、熔体流动的强度和非金属氧化物的固有特性（包括密度、尺寸和表面特性）。用C进行还原去除非金属夹渣与非金属夹渣上浮同时进行。在实际生产中，在金属浇注时采取挡渣过滤也是非常有效的方法。

高温合金中杂质元素的去除和控制可以总结如表 2.3-175。

表 2.3-175　高温合金中杂质元素的去除和控制

杂质元素	含量(质量分数)≤/10^{-6}	选择原材料	真空精炼和过滤
Ag	50		*
As	50	*	
Au	50	*	
Bi	0.5		*
Ca	50		*
Cd	50	*	
Cu	500		*
Ga	50	*	
Ge	50	*	
Hg	50	*	
In	50	*	
K	50	*	
Mg	50		*
Mn	200		*
N	60	*	*
Na	50	*	
O	5		*
P	50	*	*
Pb	5		*
S	30		*
Sb	50	*	
Se	3		*
Si	400	*	
Sn	50	*	
Te	0.5	*	*
Th	50	*	
Tl	5	*	
U	50	*	
Zn	50		*

注：*表示采用的方法。

7.6.3　铸造高温合金母合金的熔炼

铸造高温合金的研究和生产过程中，母合金的使用是普遍且必要的，它在高温合金的研究和生产中占有很重要的地位。

（1）母合金的配料

高温合金母合金选用原材料的基本原则是：①应按照质量文件的规定选用所需原材料。②根据用户的需求，选用原材料；例如航空用铸造高温合金母合金，一般按照 HB/Z131 的要求选用原材料。③根据用户的不同需求，则结合真空感应熔炼杂质元素的去除程度，选用原材料，例如有的杂质元素能够通过真空感应熔炼去除，则可选用级别较低的原材料；有的元素不能通过真空感应熔炼的方式去除，而且用户要求较高，则应选用能够满足要求的、级别较高的原材料。一旦原材料选定以后，要在配料单上注明合金所用原材料的牌号和批号。高温合金中大多含有一定量 C、Al、Ti 和 Cr。C 是脱氧剂，损耗较大；Al 和 Ti 易氧化，Cr 易挥发。真空度和熔炼工艺不同，这些元素的氧化烧损和挥发不同，配料计算时，应根据感应炉的状态和不同合金的熔炼工艺，结合日常积累的经验，对 C、Al、Ti 和 Cr 等元素的损耗作出准确的预测，使其成分达到预期值。一般情况下，C、Al、Ti 和 Cr 可取合金成分上限，其他元素可取中限。

（2）熔炼工艺

熔炼工艺可以分为四个阶段，即熔化期、精炼期、合金化期和浇注期。

1）熔化期　熔化期的主要任务在于尽快地熔化合金料，减少烧损。为此，装料顺序应为：先加入熔点高的、与氧、氢、氮结合力小的、难蒸发或难挥发的原料，如镍、钴、铬、钨、钼、钽、铌等。大块料通常应加在坩埚壁附近，而在炉子中央加小块料。为了避免熔化过程中炉料的“架桥”，炉料应下紧上松。

在连续生产中，开始以较低的功率加热炉料至发红，然后保证在一定的真空度的情况下，用较大功率使炉料化清，这样既能提高生产率又能保证质量。化清一般是以熔池液面平净、停止冒泡、上翻氧化膜为标志。

2）精炼期　精炼期的主要任务是：化清后继续送电升温，以期达到合金的精炼温度要求，并在该温度下保持一段时间，而后进行搅拌，然后可停电降温或进行冻结。利用高温和高真空的条件，进一步去除气体和易挥发的低熔点杂质。精炼期应力求避免高温沸腾。在此期间进行的搅拌，有利于去除合金液中气体和使成分均匀。在精炼后期进行结膜处理，其目的是：根据气体在合金液中的溶解度随温度的降低而减少的原理来除气；同时结膜处理有助于控制和稳定熔炼后期的工艺，特别是有利于温度控制。

3）合金化期　合金化期必须遵循的原则是：整个合金化期要防止温度过高，一般在加入铝、钛、硼和锆后，以适当功率送电使其熔化并倾动坩埚几次，然后搅拌，使其成分均匀。

4）浇注期　浇注是母合金熔炼的最后一道工序。为了得到满意的母合金锭，必须注意：为了使合金成分均匀，浇注前必须充分搅拌均匀；带电浇注，以便把合金液表面浮渣推向坩埚壁，来洁净合金液；为了获得表面光洁的母合金锭，在其他工艺条件允许的情况下，浇注温度应尽可能低。

（3）研究与生产高纯高温合金锭注意事项

为了生产高纯高温合金锭，在实际生产中必须注意以下事项。

1）选择纯净原材料。原材料必须干燥、洁净，返回料必须经过净化处理。

2）坩埚、锭模和中间包必须干净、无异物。

3）采用陶瓷过滤器。

4）确保真空设备正常工作，同时真空度和漏气率必须达到工艺要求，严格按照生产工艺规程进行生产，尽可能减少熔体与坩埚反应。

（4）合金锭质量检验

合金锭的基本要求和检验方法一般都在合金锭的技术要求中规定，合金锭质量检验包括：① 原材料选用是否符合要求。②熔炼是否按照规定的工艺进行。③化学成分是否按照规定的分析方法进行分析，化学成分是否符合技术要求。④力学性能检验：包括检验试样重熔浇注工艺、热处理工艺、试样加工尺寸、性能测试方法、力学性能等是否符合要求。⑤合金锭尺寸（直径和长度）是否符合要求。⑥表面质量检验：表面质量检验包括检验表面是否 100% 打磨去除氧化皮、合金锭表面是否有粘铁、耐火材料和熔渣等外来夹杂物以及蜂窝状缺陷等，合金锭端面是否将一次缩孔切除、二次缩孔是否符合规定要求等。⑦浮渣检验：合金锭在交付用户前必要时还要进行浮渣检验，其目的是检验合金的纯净度。⑧合金锭在交付用户前，还要检验包装、标识等是否符合要求等。目前，国际上一些大公司在订购高温合金母合金时，一般对力学性能、浮渣检验等没有要求，但是对合金的化学成分要求十分严格，甚至要求分析检验 37 个元素。另外，有的公司要求检验合金的电子空位数。

7.7　铸造高温合金的发展前景

铸造高温合金是高温合金中的重要组成部分，在国防和民用领域获得了比较广泛的应用，预计铸造高温合金将在以下几个方面得到发展。

（1）研制和发展新型顺序凝固柱晶和单晶高温合金

随着航空发动机的发展，为满足高推重比的要求，顺序凝固柱晶高温合金已研究了三代。第二代与第三代顺序凝固柱晶高温合金的承温能力通常与第一代单晶高温合金相同。第二代顺序凝固柱晶高温合金，如：PWA 1426、Rene 142 等，它们的性能高，成本较低，工艺较为成熟，并已获得应用。目前正在探索研究第三代顺序凝固柱晶高温合金。

从 20 世纪 80 年代起，单晶高温合金便进入蓬勃发展的阶段，性能不断提高，应用逐渐扩大。20 世纪末已研制成功第三代单晶高温合金，如：CMSX－10、Rene N6 等。美国投入数十亿美元巨资，实施“综合高性能涡轮发动机技术计划”（即 IHPTET 计划），在铸造高温合金发展及应用方面进行了深入研究，并取得重要进展。目前，单晶高温合金的研究方兴未艾，发达国家正在探索研究第四代单晶高温合金。在 21 世纪，通过合金设计水平的提高、熔炼工艺的进步、顺序凝固工艺的发展，将研究出超过现有合金强度和承温能力的新型单晶高温合金。

（2）发展新型铸造高温合金的设计理论与计算机辅助设计方法

随着铸造高温合金的强化理论和合金设计理论的发展，出现了多种合金设计方法。铸造高温合金设计理论方法大致分为两类，第一类设计方法以数学回归为主，便于实际应用，应用范围较广。在第一类方法中，应用最广泛的是在相计算（Phacomp）理论上发展的方法，特点是先设计 γ' 相，而后再计算固溶体成分和合金成分，计算的结果较为可靠并便于性能平衡。第二类方法一般含有较多理论概念，在理论推演的基础上配合必要的数据拟合和回归计算，从而达到定量设计的目的。在第二类方法中，最具有代表性的是 d 电子理论合金设计方法，许多研究者应用这种方法进行新型单晶高温合金的研究，取得了较大的成绩。

设计复杂合金化的新型铸造高温合金，上述合金的设计理论与方法涉及大量的数据及其计算，人工难以完成。将计算机技术与铸造高温合金的设计理论与方法相结合发展铸造高温合金的计算机辅助设计方法及其技术，可以克服经验设计中试验工作量大、性能综合平衡难、成本高、周期长等问题，可进行十分复杂深入的设计计算和成分优选。将铸造高温合金的设计理论、计算机辅助设计方法与试验技术密切结合，可设计和研制出理想的新型铸造高温合金。

（3）提高合金纯净度，发展超纯合金

铸造高温合金中含有多种有害杂质元素，如 H、O、N、S、P、Bi、Si、Sb、Pb、Sn、As 等，这些有害杂质元素对合金的塑性、韧性和其他力学性能有不利影响。为了减轻甚至消除这些不利影响，必须尽可能去除有害杂质元素，提高铸造高温合金的纯净度。在研究新型铸造高温合金和应用已有铸造高温合金时，合金的纯净度不断提高，铸造高温合金正在向高纯合金方向发展。

提高合金纯净度主要可以从原材料控制和冶炼工艺控制两个方面入手。采用优质原材料进行铸造高温合金的生产，特别是控制原材料中的 Bi、As、Te、Cd、Pb 等；还可应用预先处理的方法提高原材料的纯净度。采用高水平的真空冶炼方法可以有效去除合金中的气体元素，如 H、O、N 等，主要手段有提高精炼温度和真空度，控制精炼时间，充分搅拌合金熔液。为净化铸造高温合金，可以采用挡渣和陶瓷过滤网去除熔液中的多种夹杂物。除对母合金进行过滤外，还可以在浇注时过滤合金熔液。据报道电子束冷炉精炼（EB-CHR）和冷壁坩埚顺序凝固方法等先进的冶炼工艺可研制纯净度很高的合金。

随着航空、航天、舰船、兵器、能源、冶金、交通运输、石油化工等工业的发展，铸造高温合金将以不可替代的独特优势而得到广泛应用，尤其是顺序凝固柱晶高温合金和单晶高温合金的需求将持续增加，先进的顺序凝固柱晶高温合金及单晶高温合金材料技术与先进的顺序凝固技术相结合将成为 21 世纪快速发展的具有广阔发展前景的材料制备与成形技术。

编写：梁工英（西安交通大学）
曲银亮（西安工程科技学院）
李嘉荣（北京航空材料研究院）
张宏伟（北京航空材料研究院）
殷克勤（北京航空材料研究院）
桂中楼（北京航空材料研究院）
王颜臣（北京航空材料研究院）
宋　英（北京航空材料研究院）
王红红（百慕航材高科技股份有限公司）
白世鸿（百慕航材高科技股份有限公司）
南　海（北京航空材料研究院）
张　亮（百慕航材高科技股份有限公司）

参考文献

1 陆文华，李隆盛，黄良余.铸造合金及熔炼.北京：机械工业出版社，1996
2 中国机械工程学会铸造分会编.铸造手册：第2卷，铸钢.北京：机械工业出版社，2002
3 机械工程手册编委会.机械工程手册：第3卷，工程材料卷.北京：机械工业出版社，1996
4 翟启杰.铸铁物理冶金理论与应用.北京：冶金工业出版社，1995
5 李秀珍，于化顺等.中硅耐热蠕墨铸铁的研究及应用.铸造，1997，(2)：18~20
6 严国粹.可锻铸铁件缺陷分析.可锻铸铁，1998（总48)：14~22
7 贺林，张长军.珠光体型低铬铸铁冲击疲劳抗力及冲击磨损性能.钢铁，1996，31（11)：48~52
8 吴晓春，戴衡.硅对低铬白口铸铁组织和性能的影响.机械工程材料，1995，19（5)：17~19
9 李卫，涂小慧，林怀涛等.低铬耐磨铸铁的抗冲击磨料磨损性能.机械科学技术（摩擦学专辑)，1997：12~14
10 李卫，涂小慧，伍国仪等.低铬铸铁的抗冲击疲劳性能和耐磨性.见：中西南九省区铸造学术会议议论文集，1995，78~80
11 李卫，涂小慧，苏俊仪等.高铬硅耐磨铸铁的研制.现代铸铁，2000，(3)：6~8
12 朱日彰，卢亚轩.耐热钢和高温合金.北京：化学工业出版社，1996
13 朱相荣，王相润等编著.金属材料的海洋腐蚀与防护.北京：国防工业出版社，1999
14 李恩琪，殷经星，张武成.铸铁用感应炉，北京：机械工业出版社，1997
15 韦世鹤主编.铸造合金原理及熔炼，武汉：华中理工大学出版社，1997
16 （日）万谷志郎，钢失冶金.北京：冶金工业出版社，2001
17 邱绍岐，祝桂华编.电炉炼钢原理及工艺.北京：冶金工业出版社，2001
18 郑明新主编.工程材料.北京：清华大学出版社 1996
19 沈莲主编.机械工程材料.北京：机械工程出版社，1999
20 马图哈 K.H.主编.非铁合金的结构与性能.丁道云等人译.北京：科学出版社，1999
21 中国机械工程学会铸造专业委员会编.铸造手册，第3卷铸造非铁合金.第2版.北京：机械工业出版社，2003
22 柳延辉，刘相法，李廷斌等.TiC/Al 和 SiC/Al 中间合金对 Mg-Al 系合金晶粒的细化.铸造，2003，52（7)：472~475
23 赵浩峰等.铸造锌合金及其复合材料.北京：中国标准出版社，2002
24 刘正，张奎，曾小勤编著.镁基轻质合金理论基础及其应用.北京：机械工业出版社，2002
25 Nakamura Kiyomi . et al . High strenth Mg based al1oy and Mg based casting alloy and atticle made of the al1oy [P] . US .20010055539，2001 . 12 . 27
26 Haferkamp H . Alloy development，prossesing and applications in magnesium lithium alloys . Materlals Transacttons，2001，42 (7)：1160~1166
27 King J F . Development of magnesium diecasting alloys . Mordike B L，Kainer K U，Eds . Proc . of Conf . On Magnesium Alloys and Their Applications . Verkstoff-Informationsgesell-schaft，Wolsburg，Gennany：1998 . 37~47
28 Pekguleryuz M O，et al . Creep resistant magnesium al1oys for power-train appllcatlon . Hryn J . Magnesium Technology 2001 [C] . TMS：2001 . 27~33
29 Argo D，et al . Process parameters and diecasting of Noranda's AJ52 high temprerature Mg-Al-Sr alloy . Kaplan H I . Magnesium Technology 2002 [C]，TMS：2002 . 87~92
30 Lou A A，Powell B R . Tensile and compressive creep of magnesium-aluminum-calcium based alloys [A] . Hryn J . Magnesinm Technology 2001 [C] . TMS：2001 . 137~144
31 Koike S，et al . New Creep-resistant magnesium alloy for automoble engine components . Annual World IMA 2000 Magnesium Conference [C] . Vancouver：2000 . 05 . 21~23 . 15~21
32 何承荣主编.十种常用有色金属材料手册.北京：中国物资出版社，1998
33 蒋百灵，张淑芬，吴国建.镁合金微弧氧化陶瓷层显微缺陷与相组成及其耐蚀性.中国有色金属学报，2002，12（3)：454~457
34 曾健华主编.锌基合金模具的设计制造及应用.北京：机械工业出版社，1997
35 牛显明.铸造锌合金在冷冲压模具中的应用.甘肃工业大学学报，2000，26（3)：31~34
36 侯平均，倪锋，龙锐，武红利.高铝锌合金的钛和锆变质机理研究.铸造设备研究，2003，(1)：12~15
37 薛文斌，邓志威，来永春，陈如意，张通和.ZM5 镁合金微弧氧化膜的生长规律.金属热处理学报，1998，19（3)：42~45
38 许晓磊，于志伟，史雅琴，黑祖昆.ZnAl40 合金时效过程中组织结构变化的跟踪观察.电子显微学报，2002，21（4)：442~445
39 刘金水，张福全，舒震，蒋冰.Ce 对 ZA43 合金组织和性能的影响.特种铸造及有色合金.1998，(1)：4~6
40 于思荣，何镇明，陈凯.ZA22/Al_2O_3 复合材料切削加工表面质量的研究.复合材料学报，1996，13（3)：60~64
41 翟春泉，丁文江，徐小平，邓祖威，余滋璋.新型无公害镁合金熔剂的研制.特种铸造及有色合金，1997，(4)：48~50
42 赵玉珍，高庆，戴振羽.ZA27 高阻尼合金的阻尼特性及微观机理的研究.西南交通大学学报，2001，36（6)：591~594
43 张鹏，杜云慧，曾大本，崔建忠.Al-20%Sn 轴瓦合金凝固偏析的研究.特种铸造及有色合金 2001，(2)：79~80
44 龙晋明，杨宁，陈庆华，司云森.锌合金表面稀土转化膜的组成与性能研究.昆明理工大学学报，2002，27（3)：126~129
45 方昆凡主编.工程材料手册：有色金属材料卷.北京：北京出版社，2002
46 北京有色金属铸造厂编.中外有色金属及合金铸件标

准.北京：机械工业出版社，1995
47 杨建荣，俞德.镁合金压铸实践.铸造工程·造型材料，2003，27（3）：24~26
48 于海朋 李荣德 宋长琴 邓宏华 王亮 金春来.压铸ZA35合金的研究.沈阳工业大学学报，1997，19（2）：26~29，32
49 孙大仁等.铸造铝铅滑动轴承合金的制备及其马黴组织.特种铸造及有色合金，1998（5）：24~26
50 耿浩然，马家骥，贾均.ZAS35高强韧锌基耐磨合金的研制，特种铸造及有色合金，1999，增刊（1）：64~66
51 李传红，亓效刚，刘桂敬.变质处理对ZAS35合金力学性能的影响，轻合金加工技术，2003，31（7），6~7：12
52 钱建刚，李荻，郭宝兰.镁合金的化学转化膜.材料保护，2002，35（3）：5~6
53 Stephn C . Conserving SF_6 in Mg Melting Operation . Foundry Managemcnt & Technology，1998，(6)：39~49
54 铸造工程师手册编写组编.铸造工程师手册.第2版.北京：机械工业出版社，2003
55 Nakatsugawa，Martin . R，Knystautas . E . J . Improving Corrosion Resistance of AZ91D Magnesium Alloy by Nitrogen Ion Implantation . Corrosion Science，1996，52（12)：921~926 .
56 周彦邦编著.钛合金铸造概论.第1版，北京：航空工业出版社，2000 .
57 编辑委员会编.中国航空材料手册.第4卷.钛合金、铜合金.《中国航空材料手册》第2版.北京：中国标准出版社，2002
58 郭景杰，苏彦庆著.钛合金ISM熔炼过程热力学与动力学分析.第1版，哈尔滨：哈尔滨工业大学出版社，1998
59 莫畏，邓国珠，罗方承主编.钛冶金.第2版.北京：冶金工业出版社，1999
60 周彦邦编著.钛合金铸造概论.北京：航空工业出版社，2000
61 （俄）A . T . 勃拉图等编著."飞机钛合金结构制造技术北京航空工艺研究所译，1998
62 王新英，曹国平.特种热处理工艺（β固溶时效处理和热化学处理）对ZTC4合金性能的影响（内部内料）.北京航空材料研究院，2000年12月
63 谢成木.钛合金铸造技术在宇航工业中的应用.第三届中国宇航学会航空特种工艺技术交流会论文集，1995年7月
64 彦邦编著.钛合金铸造概论.北京：航空工业出版社，2000
65 赵永庆等.钛合金的应用和低成本制造技术.材料导报，2003，17（4）：5~7
66 常辉等.汽车用低成本钛合金的发展与应用.钛金属与汽车工业技术研讨会文件汇编.北京：2003
67 刘咏等.粉末冶金γ-TiAl基合金研究的最新进展.航空材料学报，2001，21（4）：50~55
68 陈玉勇.高温钛合金及TiAl金属间化合物的精密铸造技术及应用前景.金属学报，2002，(38)：39~44
69 Hurless B E，Froes F H（Sam)，Cutting the cost of titanium . Advanced Materials & Processes，2002，37~40
70 娄贯淘.钛合金的研究应用现状及其发展方向.钛工业进展，2003，(2)：9~13
71 师昌绪，陆达，荣科主编.中国高温合金四十年.北京：中国科学技术出版社，1996
72 Walston W S，O（Hara K S，Ross E W，Pollock T M and Murphy W H . Rene（N6：Third Generation Single Crystal Superalloy . See：Edited by Kissinger R D et al . . Superalloys 1996 . TMS，1996，27~34
73 Erickson G L . The Development and Application of CMSX-10 . See：Edited by Kissinger R D et al . . Superalloys 1996 . TMS，1996：35~44
74 郑运荣，张德堂编著.高温合金与钢的彩色金相研究.北京：国防工业出版社，1999
75 黄乾尧，李汉康等编著.高温合金.北京：冶金工业出版社，2000
76 Li J R，Zhong Z G，Tang D Z，Liu S Z，Wei P，Wei P Y，Wu Z T，Huang D and Han M . A Low - Cost Second Generation Single Crystal Superalloy DD6 . See：Edited by Pollock T M et al . . Superalloys 2000 . TMS，2000，777~784
77 中国航空材料手册编辑委员会.中国航空材料手册：第2卷变形高温合金/铸造高温合金.第2版.北京：中国标准出版社，2002
78 Preparation of superalloys M . G . Benz 98CRD128，September 1998 . class 1
79 桂忠楼 吴昌新 孙传棋等，航空用优质高温合金锭制造技术的研究，材料工程，2002，(3)：20~23

第3篇

铸造成形工艺技术基础

主　编　郭景杰

编　写　郭景杰　周彼德　林伯年

审　稿　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章 液态金属和合金的结构

液态金属和合金的结构决定液态金属和合金的基本物理性质，而液体金属和合金的基本物理性质对熔化、浇注、凝固和成形过程具有重要影响。但遗憾的是到目前为止对液态金属和合金结构的认识还很不够，还没有一个全面完善的理论来描述液态金属和合金的结构。原因来自两个方面，一是实验困难，二是缺乏参考态。

液态金属和合金通常在高温条件下才能稳定存在，这时液态金属和合金比固态时要活泼得多，它们的氧化、挥发和与坩埚的反应等使它们结构的直接测定非常困难，因此阻碍了液态金属和合金结构理论的发展。

与液态金属和合金不同，固体和气体的理论研究有参考态。如理想晶体中原子或分子有规律地排列在晶格结点上，并在结点位置做微小振动，这种有规律地排列性质在理论处理上比较简单。实际晶体中虽然存在着各种缺陷，但可以采用理想晶体作为参考态，只要重点解决它们之间的差异，就能得到实际晶体的有关性质；对于气体如果原子或分子之间的作用力较小时，可以采用理想气体作为参考态，用统计的方法加以处理。对于液体，一般认为其结构是近程有序，而远程无序，即在几个原子间距范围内，它与晶体相似，范围以外排列的有序性则不存在。这种结构找不到明确的参考态，因此给理论研究带来了困难。

1 金属的熔化和气化过程

液态是介于固态和气态之间的一种物质状态，它既像固态那样具有一定的体积，不易被压缩，又像气体那样没有固定的形状，具有流动性和各向同性。但是，液态金属结构究竟更接近固态金属还是更接近气态金属，这可以从金属的加热熔化和气化过程中找到答案。

当固态金属或合金被加热时，温度会逐渐升高，内能增加。从微观上看，表现在原子热运动加剧，原子间能量传递更加频繁，振幅变大，原子间距离增加。

当固态金属或合金被加热到熔点时，晶粒之间原子的结合受到极大的破坏，晶粒之间更容易产生相对运动，使熔化首先从晶界开始。晶粒内部绝大多数原子虽然没有达到激活状态，但已有相当一部分原子处于激活状态，它们在晶粒内部频繁跳跃和转移，使晶粒内的空位数量大增。在晶界上的原子则可以脱离原有晶粒表面向相邻的晶粒跳跃，原有的晶粒将逐渐失去固定的形状和尺寸。为了使金属转变为具有流动能力的熔液，还必须继续提供能量使原子内能增加，原子之间的结合进一步破坏，使原有的晶粒变成原子集团。此时外部提供的能量并不使金属的温度进一步升高，而是使原子间的结合进一步破坏，这个能量就是熔化潜热。熔化潜热使液体原子比同温度时固体原子具有更高的能量。

金属或合金熔化后，随着温度的进一步升高，原子集团的尺寸逐渐变小。当到达沸点后，蒸发潜热使原子之间的结合几乎全部破坏，成为单个原子，近期的研究表明也有双原子等。

2 气、液、固三态物性比较

液态金属结构究竟更接近固态金属还是更接近气态金属，也可以从金属的气、液、固三态物性比较中找到答案。

2.1 金属熔化时体积的变化

表3.1-1给出了一些金属熔化时体积的变化。可以看出金属熔化时体积的变化在2.5%~4.7%之间，最大也不超过5%。体积的变化是由于原子间距离增大和大量空位的形成。即使假设熔化时体积的变化全部由原子间距离增大所引起，熔化前后原子间距的变化也小于2%。另外与固态金属一样液态金属的可压缩性也很小，并且随着压力的增加，液态金属的压缩系数逐渐接近固态金属。这说明虽然液态金属原子间距略大于固态金属，但是相差不大。而气体具有很大的可压缩性，说明其原子间距要比液态金属大很多。由此可见，在金属熔化温度和不太高的过热度范围内，液态金属的结构更接近固态金属。随着温度的进一步升高，液态金属的体积随之增加，表现在液态金属的密度不断下降。

表3.1-1 一些金属熔化时体积的变化

金属	$\frac{\Delta V}{V_s}/\%$	熔化热 $\Delta H_m/kJ\cdot mol^{-1}$	熔化熵 $\Delta S_m/J\cdot mol^{-1}\cdot K^{-1}$	蒸发热 $\Delta H_V/kJ\cdot mol^{-1}$	蒸发熵 $\Delta S_V/J\cdot mol^{-1}\cdot K^{-1}$
Cu	4.15	13	9.58	304.7	106.3
Ag	3.8	11.3	9.29	254.1	103
Mg	4.1	8.4	9.41	134	—
Zn	4.2	7.3	10.4	115	—
Cd	4.7	6.4	10.8	100	—
Hg	3.9	2.3	10.8	59	92.9
Tl	3.2	4.3	7.49	166.2	—
Pb	3.5	5.0	8.29	177.9	89.2
Na	2.5	2.6	7.12	97.9	74.7
K	2.55	2.4	7.12	79.5	75.1
Rb	2.5	2.2	7.03	75.8	79.6
Cs	2.6	2.3	6.91	66.5	70.9

2.2 熔化热、熔化熵和蒸发热、蒸发熵

熔化热由两部分组成，即熔化时引起的内能变化和体积变化引起的膨胀功，它可以表示为 $\Delta H=\Delta U+P\Delta V$。因为金属熔化时体积变化很小，所以 $P\Delta V$ 项的值不大，可忽略。这样熔化热主要代表了内能的变化，它包括动能和势能的变化，在熔点可以认为固态和液态金属原子的动能是相近的，因而内能的变化主要代表了原子间相互作用力的变化。比较表3.1-1中金属熔化热 ΔH_m 和蒸发热 ΔH_V，可以看出金属熔化热在2.2～11.3 kJ/mol范围内，而蒸发热在59～304.7 kJ/mol范围内，金属熔化热比蒸发热小得多。

体系的熵是由构型熵和运动熵两部分组成，构型熵是不同原子的混合、原子的排列和取向对熵的贡献，运动熵是原子运动形态对熵的贡献。熔点时固液态的运动熵相差不大，所以熔化熵主要代表了原子排列混乱程度的变化。比较表3.1-1中金属熔化熵 ΔS_m 和蒸发熵 ΔS_V，可以看出金属蒸发熵 ΔS_V 比熔化熵 ΔS_m 大十几倍，甚至几十倍。

2.3 熔化前后金属原子间距和配位数

表3.1-2给出了一些金属熔化前后原子间距和配位数。可以看出对于Na、K、Al和Cu这类典型的金属，固态时原子是紧密堆积排列的，配位数较大，它们熔化后原子间距和配位数变化都不大，表明液态时原子近程分布保留了固态结构的特征。对于Ga、Ge、Sn和Bi这类半金属，它们固态时具有复杂的晶体结构，表现出具有不同的原子间距和配位数，它们熔化后原子间距和配位数明显增大。这是因为半金属固态时原子间键有很大的共价键成分，而共价键有明显的方向性和饱和性，不能像金属那样紧密堆积，配位数较小。它们熔化后转变为以金属键为主，变为紧密堆积形式，配位数增大。Zn、Hg和Pb则介于上述两类金属之间。

表3.1-2　一些金属熔化前后原子间距和配位数

金属	固态		液态	
	配位数	最近邻距离/nm	配位数	最近邻距离/nm
Na	8	0.372	9.5	0.370
K	8	0.452	9.5	0.470
Mg	12	0.322	10.0	0.335
Al	12	0.286	10.6	0.296
Ga	1，2，2	0.248，0.270，0.273	11.0	0.277
Ge	4	0.245	8.0	0.270
Sn	4，2	0.302，0.318	8.5	0.327（0.270）
Pb	12	0.350	8.0	0.340
Sb	3，3	0.291，0.335	6.1	0.312
Bi	3，3	0.309，0.353	7.8	0.332
Cu	12	0.256	11.5	0.257
Ag	12	0.289	10.0	0.286
Au	12	0.288	8.5	0.285
Hg	6，6	0.301，0.347（0.283）	10.0	0.307（0.285）

从上述比较中可以看出，在熔点和熔点附近液态金属中原子排列方式更接近固态金属，而不是气态。

3 液态金属的结构

经过多年的理论和实验研究，人们对液态金属结构的认识越来越深入。图3.1-1是液态金在1 100℃时的X射线衍射图。可以明显地看到左边的主峰和右边一系列衰减峰，液态的主峰与其固态时的峰值位置相对应，衰减峰也有同样的对应性，并随着距离的增加逐渐消失。它表明液体金属仍然具有短程有序特征，而失去了长程有序规律。这同样可以从图3.1-2液态金的径向密度函数中看出。径向密度函数表示距原点任意距离处找到原子的概率随半径变化规律。图3.1-2告诉我们两个信息。

1）W 在0.22 nm以内为零，即0.22 nm以内没有原子。

2）除第1个峰明显外，其他都不明显。这说明原子在0.4 nm以后出现的概率相近。

多年的液体金属结构的理论和实验研究已达成以下一些共识。

① 原子间仍保持较强的结合能，因此原子的排列仍具有一定的规律性，且其平均原子间距增加不大。

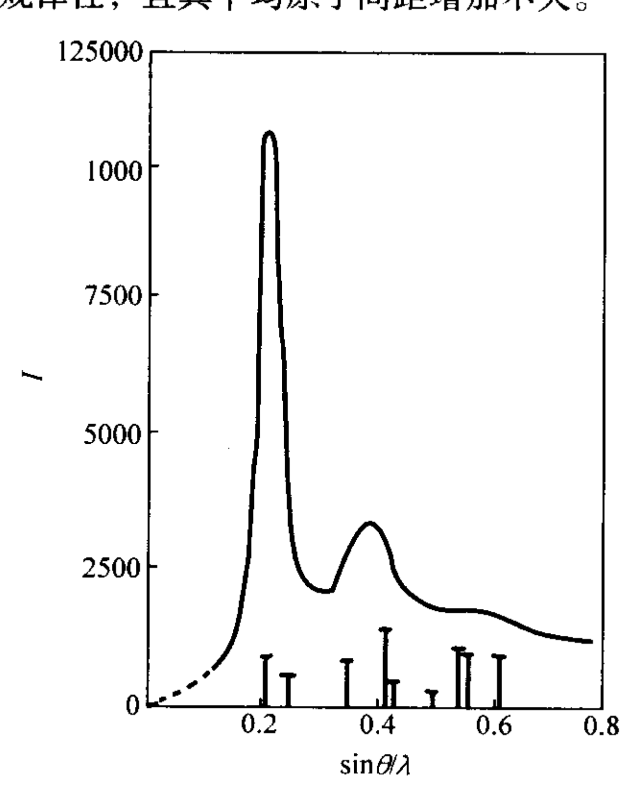


图3.1-1　液态金在1 100℃时的X射线衍射图
（垂直短线表示粉末晶体金的衍射图）

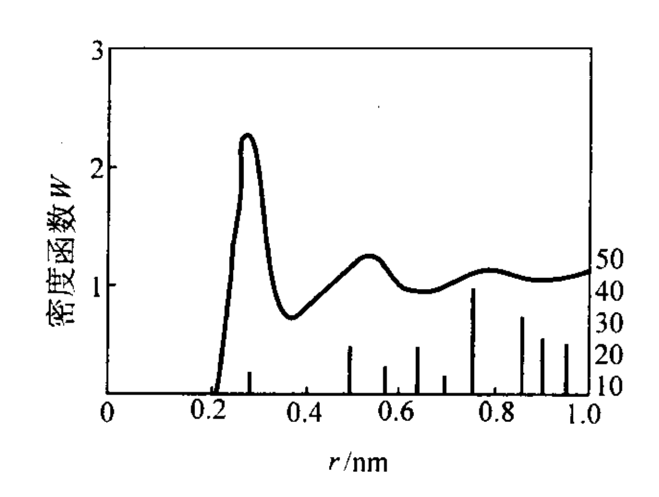


图 3.1-2　液态金的径向密度函数

② 在熔化时这种结合已受到部分破坏，因此其排列的规律性仅保持在较小的范围内，这个范围约为十几个到几百个原子组成的集团。故固体是由许多晶粒组成的，液体是由许多原子集团组成的，在原子集团内保持固体的原子排列特征，而在原子集团之间的结合遭受到很大破坏，这种仅在原子集团内的原子有序排列称为近程排列。

③ 由于液体中原子热运动的能量较大，其能量起伏也大，每个原子集团内具有较大动能的原子则能克服邻近原子的束缚，除了在原子集团内产生很强的热运动外，还能成组地脱离原有集团而加入别的原子集团或组成新的原子集团。因此所有的原子集团都处于瞬息万变状态，时而长大，时而变小，时而产生，时而消失，此起彼伏，犹如在不停顿地游动。如果说固体中原子在平衡位置上停留的时间约为其振动周期的 10^6 ~ 10^7 倍，而液体中原子在平衡位置上停留的时间大为缩短，在进行 10^2 ~ 10^4 次振动后即可克服势垒而跳跃到另一位置上去。

④ 原子集团之间距离较大，比较松散，犹如存在“空穴”。既然原子集团是在“游动”，同样，“空穴”也在不停地“游动”。这种“游动”不是原有的原子集团和原有的空穴在液体中各处游动，而是此处的原子集团和空穴在消失的同时，在另一地区又形成新的原子集团和新的空穴。空穴的存在使液体中公有电子的运动产生变化。在原子集团内，原子之间的结合靠金属键，一些自由电子归此原子集团中所有原子所公有，故仍具有金属导电特征。在原子集团间，自由电子难以自己飞越空穴，只能伴随着集团间原子的交换而跟着正离子一同运动，某种意义上说，空穴间的导电具有离子导电的特征。所以大部分金属在熔化时，电阻率突然增加 2 倍。

⑤ 原子集团的平均尺寸、“游动”速度都与温度有关。温度越高，原子集团的平均尺寸越小，“游动”速度越快。由于能量起伏，各原子集团的尺寸也是不同的，有大有小。

把上面的特点综合起来，可以说液态金属是由许多“游动的原子集团”所组成，在集团内可看作是空位等缺陷较多的固体，其中原子的排列和结合与原有的固体相似，但是存在很大的能量起伏，热运动很强。原子集团之间存在空穴。温度越高，原子集团越小，游动越快。

4　液态合金结构

液态合金结构远比液体金属结构复杂得多，它与液态合金中原子分布和原子间作用力有很大关系。当两种原子间的作用力与本原子间的作用力相近时，如 Na - K 系二元合金中 Na - Na 和 Na - K、K - K 间的作用力相近。在全部成分范围内衍射峰的位置随成分有规律地变化。随着合金元素含量的增加，合金衍射峰的位置由纯组元衍射峰的位置，逐渐向纯合金元素组元衍射峰的位置逼近。这表明两种原子的分布是无序的。

当两种原子间的作用力与本原子间的作用力相差很大时，如 Au - Sn 和 Cu - Sn 系等合金，情况要复杂得多。图 3.1-3 是 Au - Sn 二元液态合金在不同成分时衍射强度变化图。从纯 Au 到 Au - 25% Sn（摩尔分数），第一衍射峰的形状变化不大，但是它的位置则向右移动。说明 Au 中加入 Sn 后，第一配位距离减小。从图 3.1-3f 可以看出，纯 Sn 的衍射峰位置在小角度一边，但 Au 中加入 Sn 后衍射峰位置不是靠近纯 Sn 的衍射峰而是远离它。这可以从原子之间的作用力来解释，Au - Sn 二元液态合金中 Au - Sn 原子间的作用力大于 Au - Au 和 Sn - Sn，Au 原子的相邻位置优先被 Sn 原子占据，使原子堆积更加紧密，从而减小第一配位距离。从 29.4.% Sn（摩尔分数）到 50% Sn（摩尔分数），第一衍射峰的位置保持不变，但形状发生变化，峰的左侧逐渐突起，最后形成一个小峰，原来的峰消失。

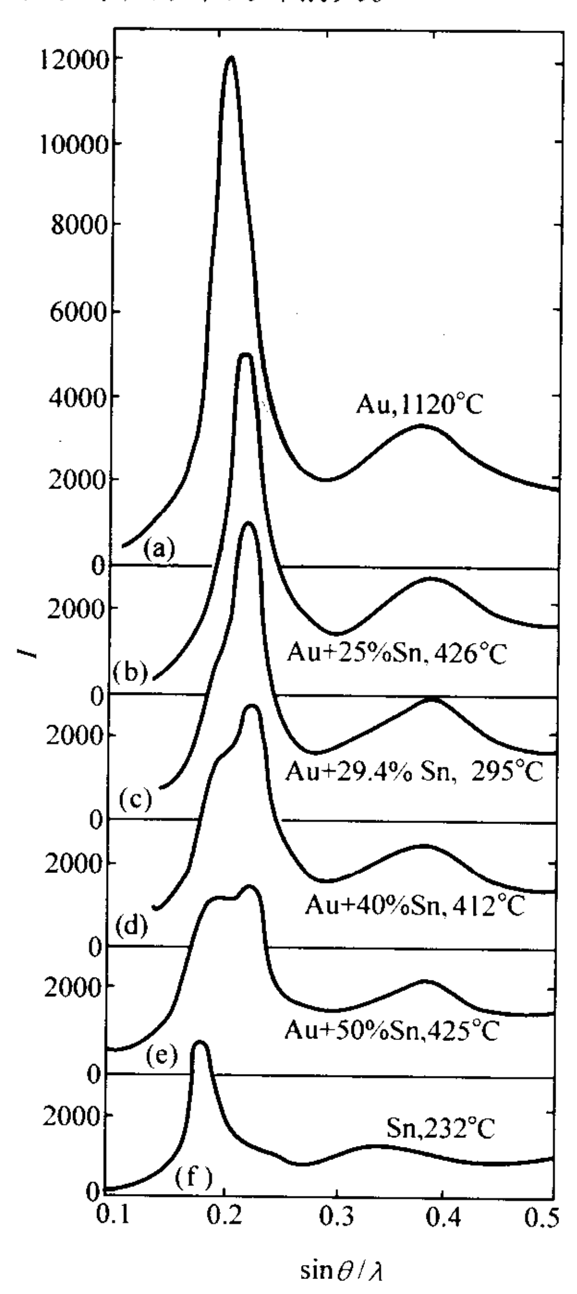


图 3.1-3　Au - Sn 二元液态合金在不同成分（摩尔分数）时衍射强度变化图

（a）~（f）不同合金成分

由上边的叙述可以看出，合金的液态结构是相当复杂的。在合金中不但存在游动原子集团、空穴和能量起伏，而且由于原子间的结合力不同，还存在浓度起伏。

5　金属和合金液态结构的测定

关于金属和合金液态结构的研究有两种方法，即直接法和间接法。直接法是用 X 射线衍射直接测定金属和合金液态结构，间接法是测定对结构敏感的物性，如密度、黏度和电阻率等，然后根据敏感物性推断金属和合金液态结构的变化。下面只简单介绍 X 射线衍射法。X 射线衍射法的工作原理见图 3.1-4。它是由加热与温度控制系统、真空系统、循环水及压力传感器、X 射线发生和接收器、角度测量仪、样品保持及高温系统和操作模式控制系统等组成。进行金属和合金液态结构衍射分析的过程是：首先将待测试样装入刚玉

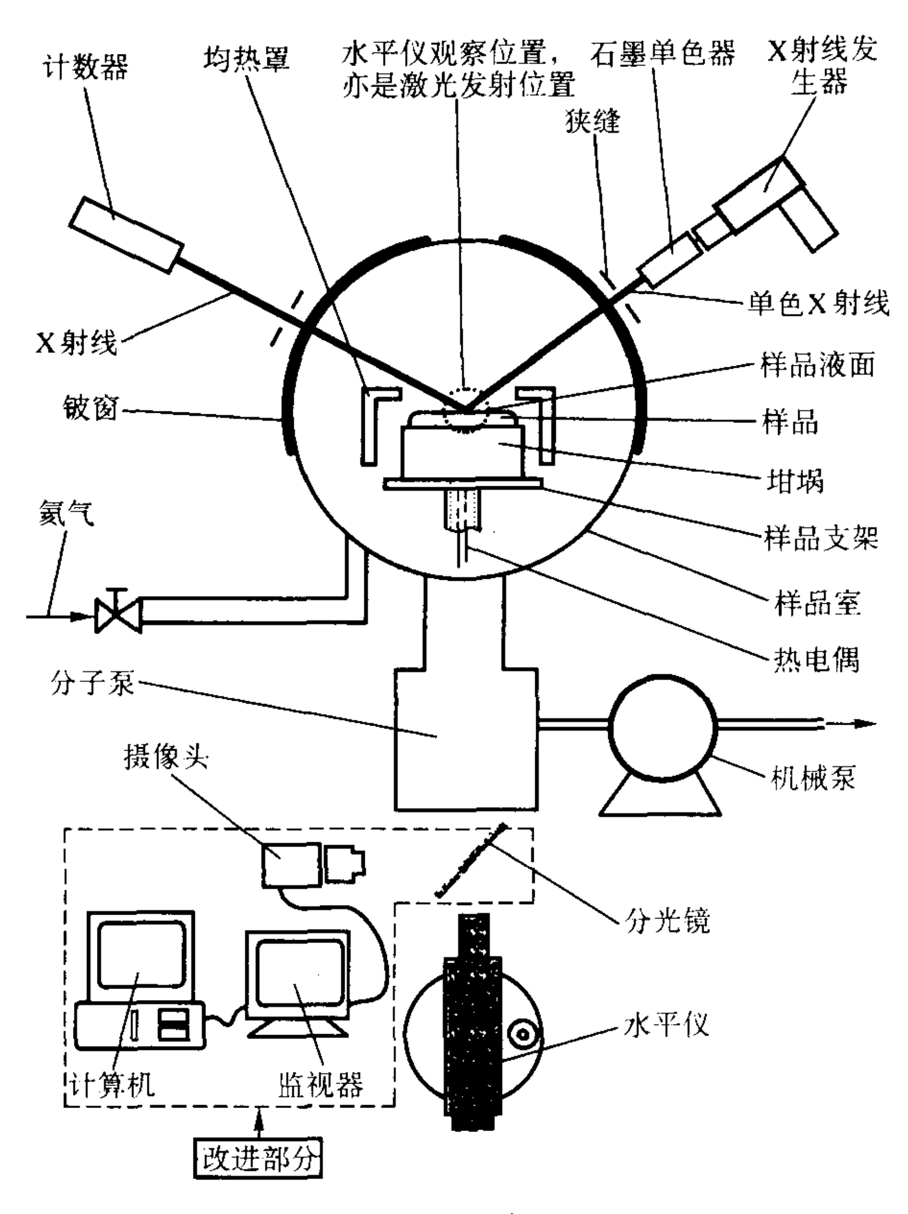


图 3.1-4 X射线衍射仪的原理图

坩埚内，关闭门，反复抽真空，反充高纯氩气三次，开始加热。在试样到达预定的温度后，第一步先检查试样液面是否平整和水平。第二步检查试样液面与X射线发生器和探测器转动轨迹的圆心轴是否重合。若不重合，则需调整，调整的方法采用二分法，即先测定初始X射线的总强度，然后提升或降低试样液面，使试样遮挡住的X射线的强度为原来的一半，这时试样液面与X射线发生器和探测器转动轨迹的轴心线重合，此处的位置为试样衍射测试位置，在实验过程中必须保持不变。第三步调节衍射测量的X射线发生器的电压与电流，以及衍射的初始角，并通过程序来确定好在不同区间内的测量角度步长，然后开始正式测量。

编写：郭景杰（哈尔滨工业大学）

第 2 章　液态金属和合金的基本物理性质

液态金属和合金的基本物理性质与其铸造性能密切相关，例如，液态金属和合金的密度、黏度和扩散系数以及表面张力与液态金属和合金的流动、偏析和凝固关系十分密切。

1　液态金属和合金的密度

密度是合金熔液的一个重要物理性质，无论在理论研究，还是在科研和生产实践中都有十分重要意义。例如，计算熔液在坩埚和铸型内的体积，不同相间的分层和分离以及科研和生产实践中许多动力学现象皆与熔液密度有关。膨胀系数也可以通过准确密度值导出，因此，它对研究熔液结构也有重要价值。

1.1　基本概念

密度就是单位体积的质量。通常用符号 ρ 表示，单位为 g/cm^3。按定义密度与质量和体积有如下关系：

$$\rho = m/V$$

式中，m 为物质的质量；V 为物质的体积，cm^3。密度是反映物质致密程度的一个参量，是物质的基本特征参数，在铸造过程中，液体金属和合金的密度对其充型流动的驱动力，即液态金属静压力和补缩压力有重要的影响。

1.2　影响密度的几个因素

（1）合金成分的影响

在液态合金中，合金成分对密度的影响最大，当合金由两种或多种元素组成时，其密度随元素的种类和相对含量的不同而变化。一般来说，组成元素的密度越小，液态合金密度也越小，低密度组成元素含量越多，液态合金密度也越小。

液态合金密度变化规律不完全相同。它可以分为几种情况：①几种金属元素组成的固溶体类熔液。②金属间化合物类熔液。③以固溶体为基的含有金属间化合物类熔液。④金属元素和半金属元素组成的熔液等。其中，几种金属元素组成的固溶体类熔液密度变化最为简单。因为它保留溶剂金属的晶格结构，尽管液态时晶格结构是近程的。由于溶质原子的溶入，点阵常数要发生变化，可假设密度变化是线性的。金属间化合物类熔液的密度变化要复杂一些，它们的密度与组成元素的原子质量、化合物的分子式以及结构有关。金属元素和半金属元素组成的合金熔液密度变化要复杂得多。因为半金属元素液态密度比固态密度要高。

图 3.2-1 给出了 Al－Si 合金熔液的密度与硅含量的关系。可以看出，随着硅含量的增加，Al－Si 合金熔液的密度发生曲折变化。随着硅的质量分数增至 8%，液态硅含量逐渐增多，因此密度增加。当增至共晶成分时，大部分硅处于固态，而固态硅密度小于液态铝，因此，整个 Al－Si 合金熔体的密度降到最低。然后随着硅含量的继续增加，液态硅也继续增加，由于液态硅密度大于液态铝，故 Al－Si 合金熔液的密度连续增高。

（2）温度的影响

无论是固态，还是液态，绝大多数金属和合金的密度随温度的升高而降低。这是因为温度的升高将引起金属和合金熔液内部原子振动的振幅增加和空位的增加。对液态金属和合金，加热时的密度变化一般都较小。因为大多数金属的体胀系数在 $10^{-5} \sim 10^{-6}$ ℃$^{-1}$之间，即使温度变化 100℃，密度

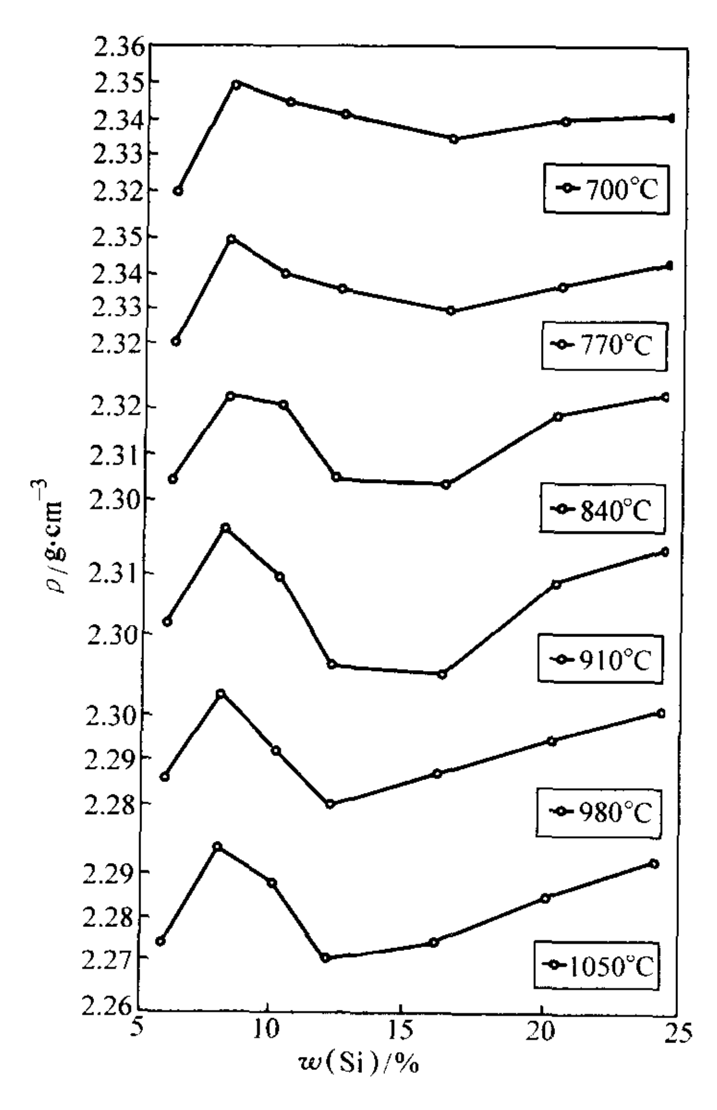


图 3.2-1　Al－Si 合金熔体的密度与硅含量的关系

的变化也不会超过 1%。在实践中，人们通过认真的研究、测定和总结，得到许多金属和合金熔体的密度随温度变化的实验公式，这些公式形式非常简单，而且有相当的精确。式 (3.2-1) 是纯铁液的密度在 1 812 ~ 1 923 K 温度区间内随温度变化的实验公式：

$$\rho = 8.586 - 0.567 \times 10^{-3} T \qquad (3.2\text{-}1)$$

该公式的误差仅有 ± 0.016。

图 3.2-2 是实验测得的 Al－Si 合金熔体的密度与温度的关系图。可以看出无论成分如何变化，密度都随温度的升高而降低。

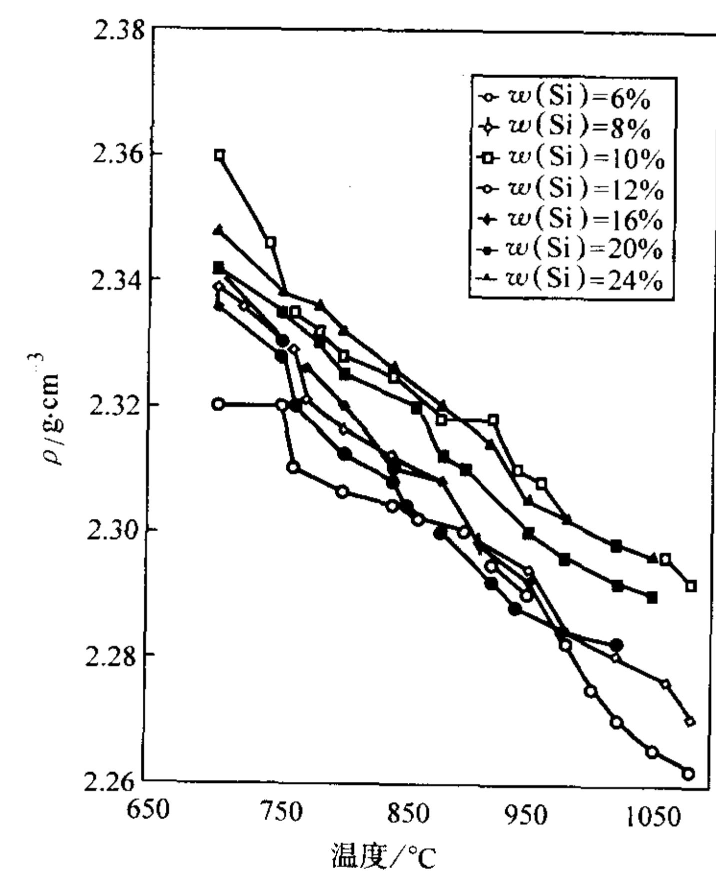


图 3.2-2　Al－Si 合金熔体的密度与温度的关系

1.3　液态金属和合金密度的测量

测量液态金属和合金密度的方法主要有阿基米德法、气泡最大压力法和γ射线测量法等。

(1) 阿基米德法

图3.2-3和图3.2-4分别是阿基米德法原理图和装置图。它是根据阿基米德原理，即物体所受到的浮力等于该物体排出的同体积液体的重量。若将专门制作的重锤用细丝悬挂在天平上，测出其浸入熔液后的质量 G_2 和未浸入熔液前的质量 G_1，重锤在熔体中所受到的浮力是 $F=(G_1-G_2)g$，则熔体的密度

$$\rho=\frac{(F+F_s)}{g(V+V_s)} \tag{3.2-2}$$

式中，F_s 为表面张力引起的附加力，$F_s=2\pi R\cos\theta$；R 是细丝的半径；σ 是熔体的表面张力；θ 是细丝与熔体的润湿角；g 为重力加速度；V 为重锤的体积；V_s 为细丝浸入熔体部分的体积。

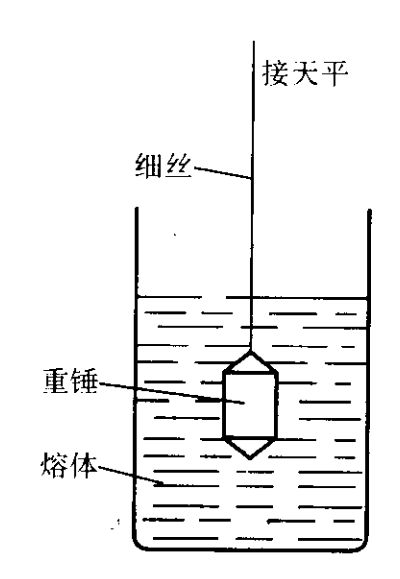


图3.2-3　阿基米德法原理图

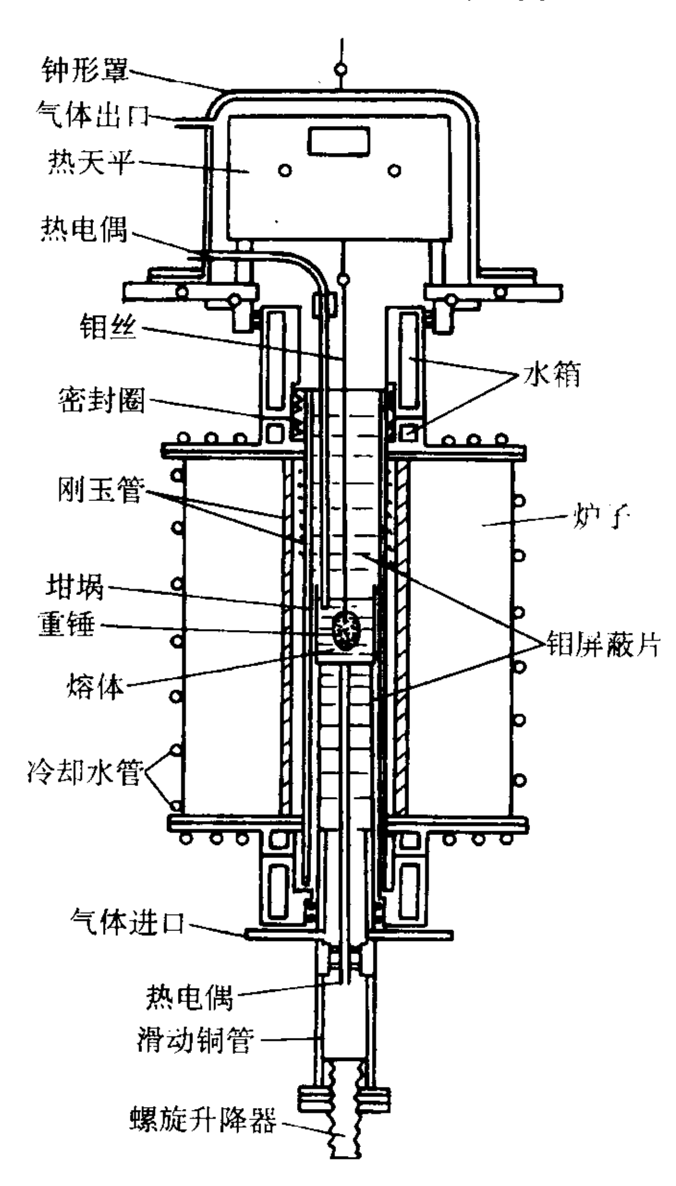


图3.2-4　阿基米德法装置图

重锤和细丝的材料选择应注意既不要与熔体发生反应，又要密度尽量大些。常用钨、钼等材料制作或在其上喷涂 Al_2O_3、ZrO_2 等耐高温氧化物。重锤的体积通常为 3～8 cm^3，其外表面应圆滑光洁，使附着物容易清理。细丝直径一般为 0.2～0.3 mm，太细容易变形而断裂，太粗会使由于校正毛细附加压力而带来的误差增大。天平的精度应尽量高，天平与熔化炉之间应有良好的热屏蔽，以免热辐射和热对流干扰天平的平衡。整个系统可以抽真空或处于保护性气氛中。

(2) 气泡最大压力法

图3.2-5是气泡最大压力法原理图。将一根毛细管插入熔液中，插入管端到液面的距离为 h。从上部向管内慢慢地吹入气体，下部管口就会逐渐形成气泡。气泡刚要脱离管口时，吹气压力达到最大值，并满足如下关系

$$p_{max}=\rho gh+p' \tag{3.2-3}$$

p'是由毛细现象而产生的附加压力。

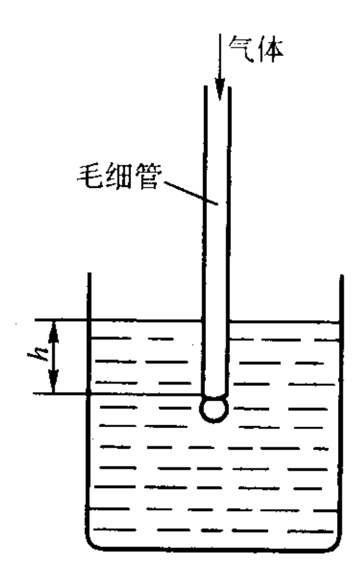


图3.2-5　气泡最大压力法原理图

若对两个插入深度 h_1 和 h_2 进行测量，可得到对应的两个最大压力 p_1 和 p_2。那么，用式(3.2-4)可计算出熔液的密度。

$$\rho=\frac{p_1-p_2}{g(h_2-h_1)} \tag{3.2-4}$$

由于毛细附加压力项消除了，因此在测量熔液密度时所使用的毛细管可比测量表面张力的毛细管稍粗。气泡生成速度应尽量控制在45 s以上，这样才能得到较稳定的读数。准确测量毛细管插入熔体的深度是非常重要的。为了获得准确的插入熔体深度，必须考虑两个修正因素，即由于毛细管热膨胀而产生的修正和由于毛细管插入液面升高而产生的修正。

(3) γ射线测量法

图3.2-6是γ射线测量法原理图。它主要由γ射线放射源、坩埚加热系统、信号接收及放大系统和显示系统四部分组成。坩埚3被安放在用石墨做加热体的炉体内，采用 Cs^{137} 的放射线同位素做γ射线的放射源1，该射线经防护通道进入炉体，并从1/3的高度穿过，同时采用铅板做隔绝保护。射线的强度值采用闪烁计数器4和光电倍增器5记录，信号经放大后进入换算装置6，然后在自动记录仪上作为 Y 坐标记录下来。温度用W－Re热电偶测量并作为 X 坐标记录下来。测量时炉内要抽真空，再反充氩气保护。为了防止熔液含有气体而影响测量精度，可提前对熔液进行通氩气精炼。

γ射线的衰减可采用(3.2-5)式表示

$$I=I_0e^{-\mu\rho x} \tag{3.2-5}$$

式中，I 为穿透吸收体后γ射线的放射性强度，脉冲数/min；I_0 为入射线γ的放射性强度，脉冲数/min；μ 为γ射线的总质量吸收系数，cm^2/g；ρ 为金属的密度，g/cm^3；x 为吸收体的厚度，cm。

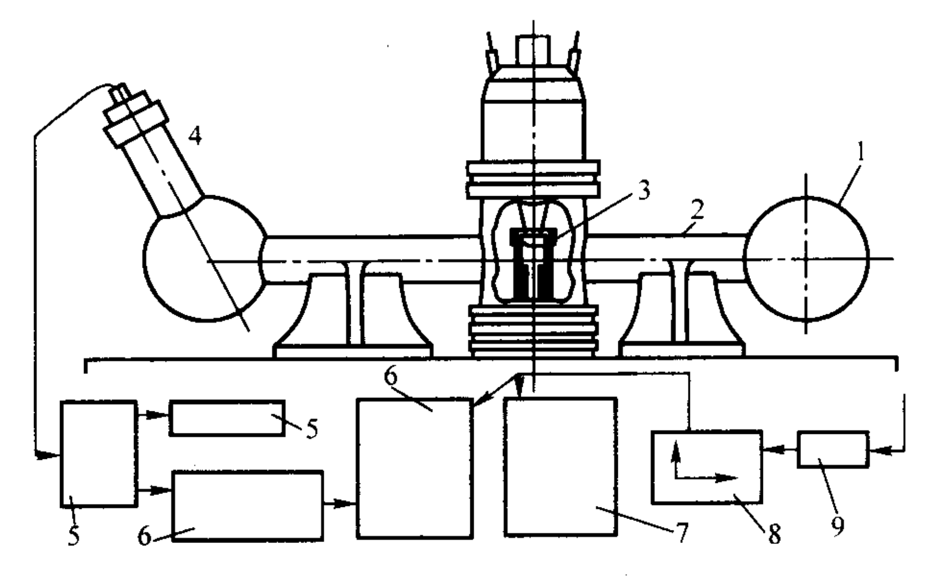


图 3.2-6　γ 射线测量密度法原理图
1—射线放射源；2—防护罩；3—坩埚；4—闪烁计数器；
5—光电倍增器；6—换算装置；7—脉冲幅度分析器；
8—自动记录仪（一）；9—自动记录仪（二）

该方法的特点是既不与熔液接触，又可连续测量熔液的密度。采用该方法测量的密度相对误差为 ±0.1%。

2　液态金属和合金的黏度

在熔炼和铸造过程中，液态金属和合金的黏度对有液态金属参与的反应速度，液态金属和合金中气体、非金属夹杂物、溶渣等的排除，熔液在铸型中的流动特性，铸型的充填和凝固过程中的补缩都有重要的影响。因此，液态金属和合金黏度的大小对能否获得质量健全的铸件关系十分密切。另外，液态金属和合金的黏度取决于液态金属和合金的微观结构，故黏度也可以用来判断液态金属和合金的微观结构理论的正确性。

2.1　黏度的定义

液体在层流运动条件下，各液层间由于流动速度不同而产生摩擦阻力，阻碍液体的流动，这个力被称为液体的内摩擦力。该内摩擦阻力是液体的基本物理特性之一，称为黏度。

黏度有两个基本表示方法，一个是动力黏度，另一个是运动黏度。它们可以从牛顿内摩擦定律得出。即液体中流速不同的两个相邻液层间的内摩擦力 F 正比于两个相邻液层的接触面积 A 和速度梯度 du/dx

$$F = \eta A \frac{du}{dx} \tag{3.2-6}$$

式中，η 为比例常数也称为黏度系数或简称黏度，Pa·s。运动黏度 $\nu = \eta/\rho$，ρ 为液体的密度，单位是 $m^2 \cdot s^{-1}$。

一些金属在熔点时的黏度见表 3.2-1。

表 3.2-1　熔点时液态金属的黏度

金属	熔点/K	黏度 η/mPa·s	常数 A/mPa·s	活化能 E_η/kJ·mol^{-1}	金属	熔点/K	黏度 η/mPa·s	常数 A/mPa·s	活化能 E_η/kJ·mol^{-1}
Al	933	1.18	0.149 2	16.5	K	337	0.51	0.134 0	5.0
Ag	1 234	3.88	0.453 2	22.2	Li	454	0.56	0.145 6	5.57
Au	1 336	5.38	1.132 0	15.91	Mg	923	1.32	0.024 5	30.6
Bi	544	1.86	0.445 8	6.452	Na	371	0.68	0.152 5	5.23
Ca	1 123	1.22	0.065 1	27.2	Ni	1 725	4.89	0.166 3	50.2
Cd	594	2.28	0.300 1	10.9	Pb	601	2.56	0.463 6	8.63
Co	1 768	4.18	0.255 0	44.4	Pu	913	6.0	1 087 9	13.0
Cs	302	0.68	0.102 2	4.81	Rb	312	0.67	0.094 0	5.15
Cu	1 357	4.1	0.300 9	30.6	Sb	904	1.22	0.081 2	22.0
Fe	1 809	4.95	0.369 9	41.4	Sn	505	1.95	0.538 2	5.4
Ga	303	2.04	0.435 9	3.998	Tl	577	2.64	0.298 2	10.47
Hg	234	2.10	0.556 5	2.51	V	1 405	6.5	0.484 8	30.40
In	430	1.89	0.302 0	6.66	Zn	693	3.79	0.413 1	12.69

2.2　影响黏度的因素

影响黏度的因素主要有温度和合金的成分。

（1）黏度和温度的关系

黏度和温度的关系十分密切，不同研究者在自己实验和理论分析基础上提出了许多理论式和实验式。但是，它们可用式（3.2-7）作为一般形式表示

$$\eta = A\exp(E/RT) \tag{3.2-7}$$

式中，A 为常数；E 为黏流活化能；R 为玻耳兹曼常数；T 为热力学温度。一些金属的 A、E 值见表 3.2-1。

黏流活化能 E 由两部分能量组成，即造成质点运动形成孔穴所必须的能量和质点通过孔穴移动的附加能量。黏流活化能 E 的数值大小除具有理论意义外，还可以用它估计液体黏度的大小。通常黏流活化能越大，液体的黏度也越大。黏流活化能是通过实验获得的。

由式（3.2-7）可以看出，黏度随温度的升高而下降。表 3.2-2 和图 3.2-7 给出了黏度随温度的变化关系。

表 3.2-2　铸铁和铸钢黏度和温度的关系

合金（质量分数）	温度/℃	动力黏度 η		运动黏度 ν	
		Pa·s	g/cm·s	$10^{-6}m^2/s$	cm^2/s
3.0%C 灰铸铁	1 300	0.003 84	0.038 4	0.55	0.005 5
	1 350	0.003 69	0.036 9	0.53	0.005 3
	1 400	0.003 50	0.035 0	0.51	0.005 1
3.3%C 灰铸铁	1 300	0.003 76	0.037 6	0.54	0.005 4
	1 350	0.003 61	0.036 1	0.52	0.005 2
	1 400	0.003 45	0.034 5	0.51	0.005 1

续表 3.2-2

合 金（质量分数）	温度/℃	动力黏度 η		运动黏度 ν	
		Pa·s	g/cm·s	$10^{-6}m^2/s$	cm^2/s
3.9%C灰铸铁	1 300	0.003 51	0.035 1	0.51	0.005 1
	1 350	0.003 39	0.033 9	0.50	0.005 0
	1 400	0.003 29	0.032 9	0.49	0.004 9
3.0%C白口铁	1 300	0.002 79	0.027 9	0.40	0.004 0
	1 350	0.002 37	0.023 7	0.34	0.003 4
	1 400	0.002 02	0.020 2	0.29	0.002 9
铸 钢	1 500	0.002 81	0.028 1	0.40	0.004 0
	1 700	0.001 90	0.019 0	0.27	0.002 7

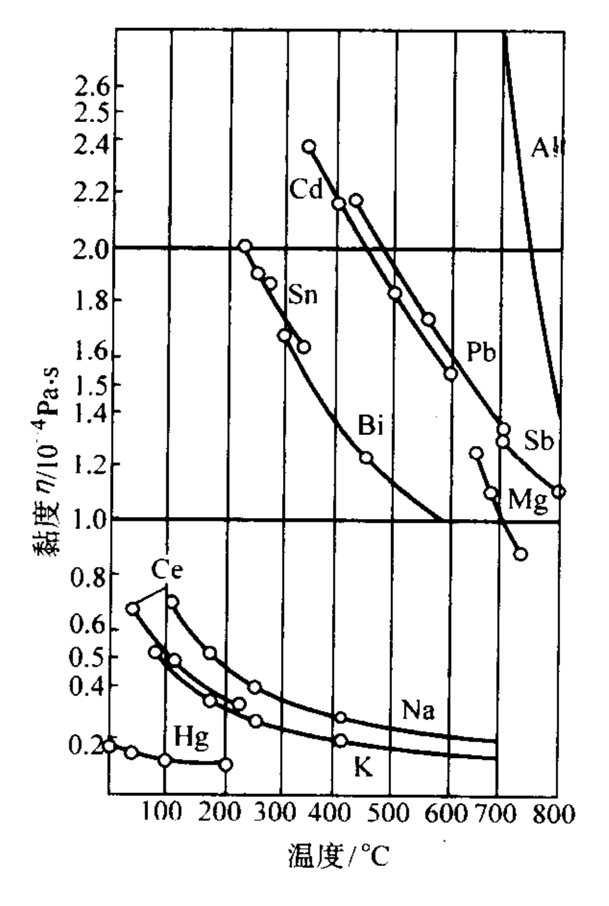


图 3.2-7 金属液动力黏度与温度的关系

(2) 黏度和成分的关系

成分对黏度有重要的影响。同一温度下，不同成分的合金液黏度也不相同。图 3.2-8 给出了元素对铁液运动黏度的影响。可以看出，不同元素对铁液黏度的影响程度相差很大。V、Ta、Ti、Nb、Mo 和 W 元素使铁液运动黏度增加；Cu 等元素对铁液运动黏度影响不大；Si、Cr、Mn、P、S、As 和 C 等元素使铁液运动黏度下降。

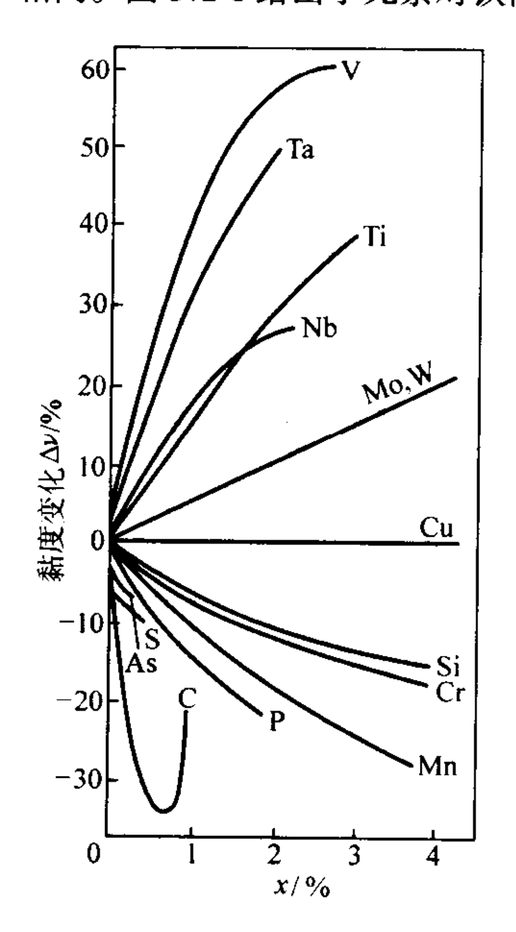


图 3.2-8 元素含量（摩尔分数）对铁液运动黏度的影响

黏度的大小取决于原子间结合力的强弱。因此，它与合金相图有很好的对应关系，如图 3.2-9 ~ 图 3.2-11 所示。Mg - Sn 合金相图有同分熔点化合物，对应其成分位置，等温黏度线上出现最大值；Ag - Sn 合金相图有异分熔点化合物，对应其成分位置，等温黏度线上未出现最大值；Al + Cu

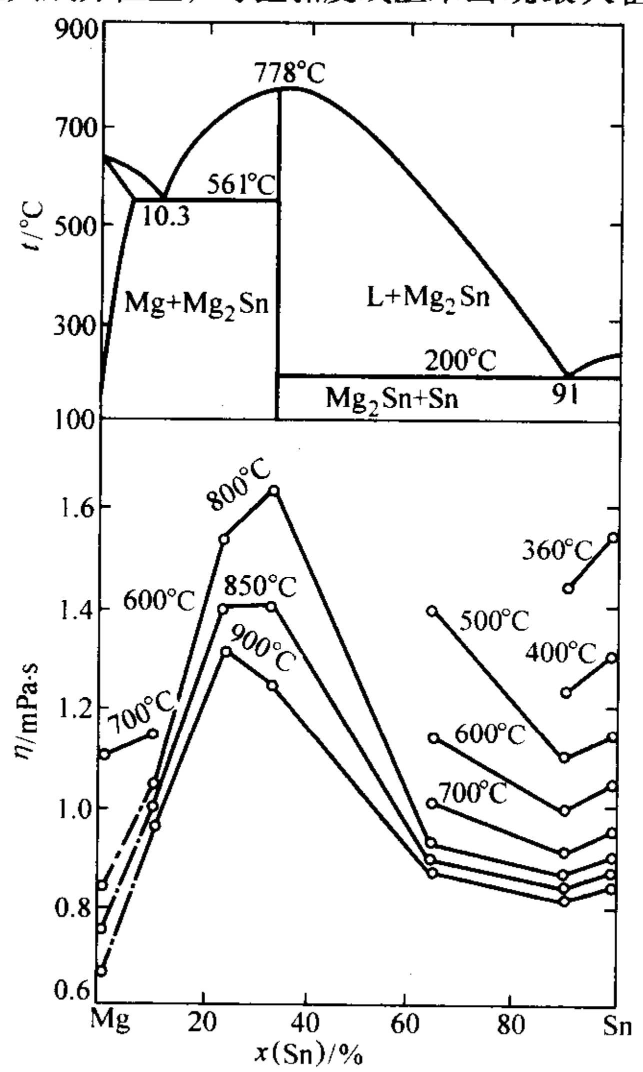


图 3.2-9 Mg - Sn 合金相图和等温黏度线

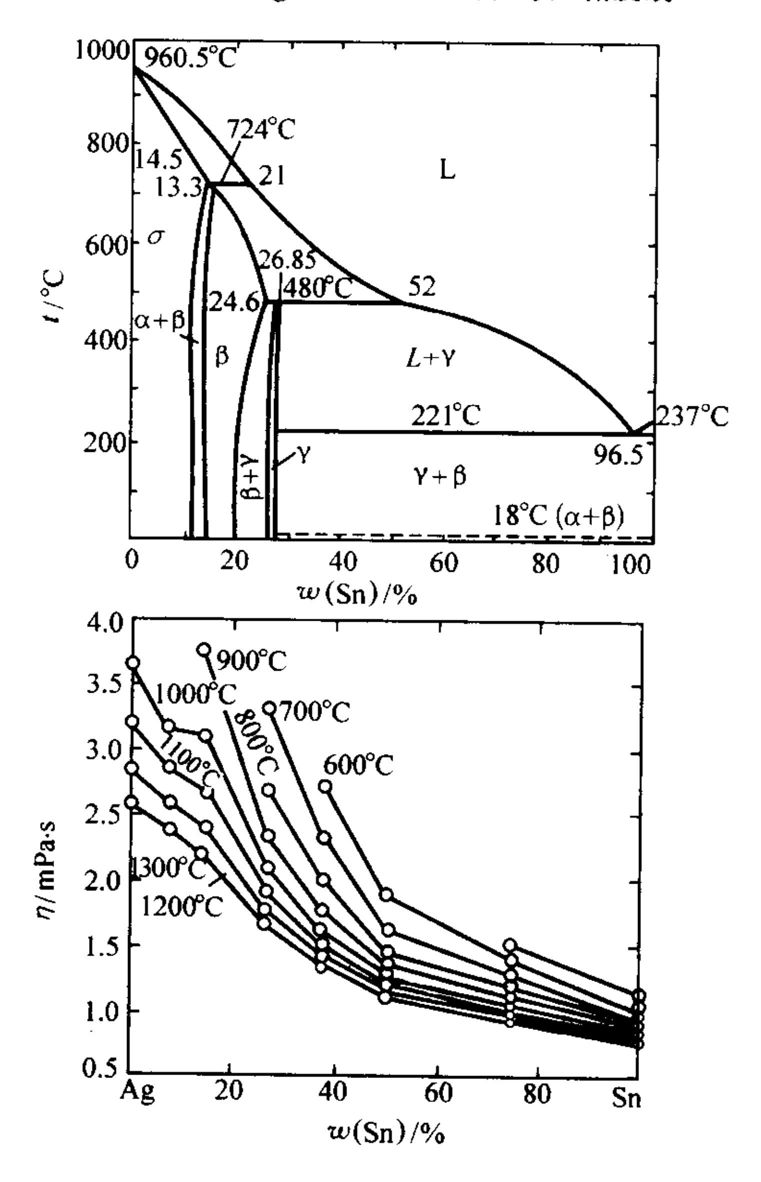
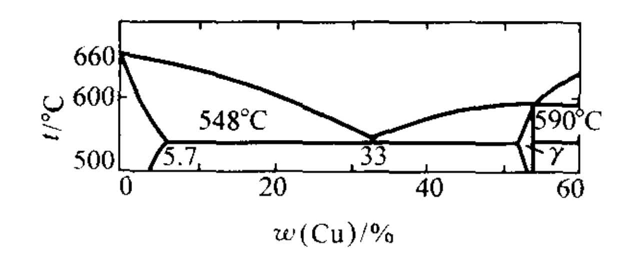


图 3.2-10 Ag - Sn 合金相图和等温黏度线



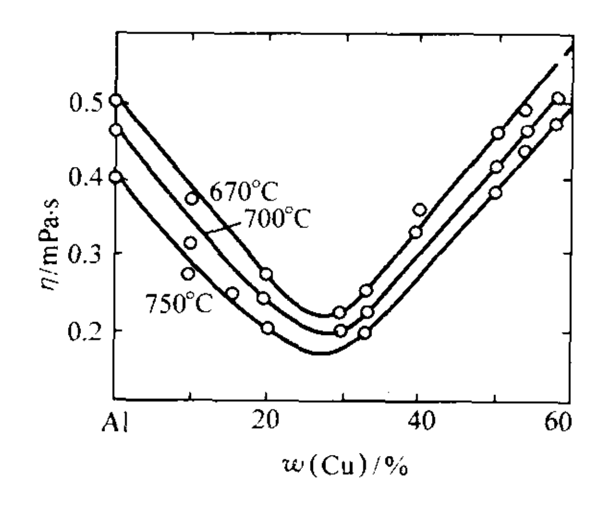


图 3.2-11　Al + Cu 合金相图和等温黏度线

合金相图是典型的共晶反应相图，在共晶成分点等温黏度线上出现最小值。从这几张图可以发现，等温黏度线的变化与相图中液相线的变化非常相似。也就是说，液态金属和合金的黏度与其过热度有关，过热度越大，黏度越小。

液态合金中杂质的种类、数量、形状、大小和分布在不同程度上影响黏度。如果杂质在液态合金中呈固态，将使液态合金的黏度增加。

(3) 黏度的测量方法

测量液态金属和合金的黏度的方法有多种，如扭摆振动法、毛细管法、旋转柱体法、落球法和电振动法等。其中扭摆振动法广泛用于测量液态金属和合金的黏度。因此，此处只简单介绍扭摆振动法。

扭摆振动法的工作原理是根据阻尼振动的对数衰减率与阻尼介质黏度的定量关系。图 3.2-12 是阻尼振动法原理图，用上端固定不动的弹性吊丝下端悬挂一重物，组成一个悬挂系统。当使弹性吊丝扭转一个角度后，让其自由运动，重物将在吊丝弹性力的作用下绕吊丝进行摆动。若吊丝自身内摩擦力和介质摩擦力忽略不计，则系统作等幅的摆动。若将重物放入金属液体中，上述摆动状态受到液体内摩擦力的阻尼作用，摆动振幅将逐渐衰减，直至振幅为零而摆动停止。振幅的变化服从式 (3.2-8)，即

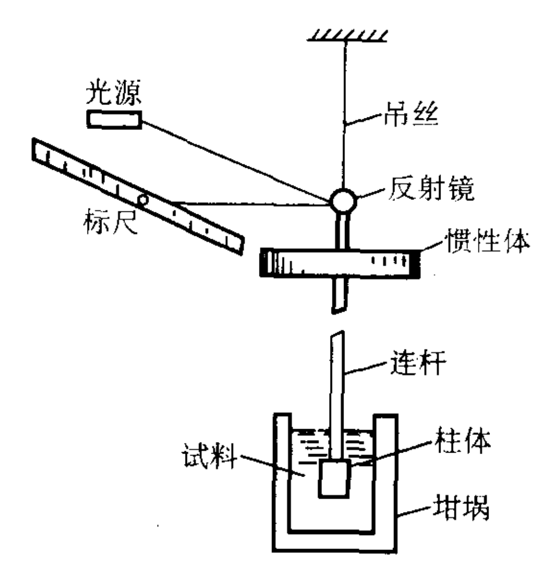


图 3.2-12　扭摆振动法原理图

$$\lambda = 2.303(\lg A_n - \lg A_{n+m})/m \qquad (3.2\text{-}8)$$

式中，λ 为振幅对数衰减率；A_n 为振幅 n 次时的振幅值；A_{n+m}为振幅 $m+n$ 次时的振幅值；m 为振动次数。

可以看出，对数衰减率等于两次振幅的对数差与摆动次数之比。在该法中，造成振幅对数衰减的主要原因是液体的黏性。在扭摆振动法中，液体黏度与振幅对数衰减率的关系十分复杂，不便于应用。实际应用的是一些经验公式，如式 (3.2-9)。

$$\eta = K'\lambda \qquad (3.2\text{-}9)$$

式中，η 为液体黏度；K'为仪器常数。

由式 (3.2-8) 和式 (3.2-9) 可以看出，通过实验测量摆动振幅的变化和振动次数，就可以计算出对数衰减率 λ，因为 K'对某一仪器是确定的常数，所以，可计算出被测量液体在实验温度下的黏度值。

3　液态金属和合金的扩散

液态金属和合金中元素的扩散系数是液态金属和合金体系重要物理性质之一，对合金熔化过程中元素分布的均匀化、晶体生长速度和凝固过程偏析的形成都有显著的影响。

3.1　液态金属和合金的扩散系数

单位时间内通过单位面积的扩散物质数量即扩散通量 J 正比于浓度梯度 dc/dz：

$$J = -D\,dc/dz \qquad (3.2\text{-}10)$$

式中，D 为扩散系数，cm^2/s。扩散存在两种基本形式，一种是不存在浓度梯度时的扩散，它是由物质内部原子热运动而引起的原子迁移过程，如纯金属内原子的扩散，该扩散系数称作自扩散系数；另一种是存在浓度梯度时的扩散，如合金内不同元素在浓度梯度作用下的扩散。在该情况下，某一种元素扩散的同时，另一种元素在向相反方向进行扩散，所得的扩散系数是不同元素相互扩散的综合结果，因此称做互扩散系数。

3.2　影响扩散系数的因素

(1) 温度的影响

由于自扩散系数在扩散机理和理论处理方面要比互扩散系数简单，因此受到研究者的重视。通过大量的理论研究和实验测试，研究者发现扩散系数与温度呈指数规律关系，即

$$D^* = D_0^* \exp(-E_D/RT) \qquad (3.2\text{-}11)$$

式中，D^* 为元素的自扩散系数；D_0^* 为常数；E_D 为扩散激活能；R 为玻耳兹曼常数；T 为热力学温度。

从式 (3.2-11) 可以看出，随着温度的升高，元素的自扩散系数增加。

表 3.2-3 给出了一些纯液态金属在熔点附近的自扩散系数。可以看出，熔点附近纯液态金属的自扩散系数在 10^{-5} cm^2/s 数量级范围，远远高于固态金属的自扩散系数。例如固态 Pb 在 300℃时 $D^* \approx 10^{-11}$ cm^2/s，固态 Fe 在 1 300℃时 $D^* \approx 10^{-9}$ cm^2/s。这是因为金属或合金熔化后，空穴大量增加，使扩散速度成数量级增加。

(2) 成分的影响

成分对元素的互扩散系数 D 的影响可以用达肯方程表示，即

$$D = (x_A D_B^* + x_B D_A^*)(1 + \partial \ln\gamma_B/\partial \ln x_B) \qquad (3.2\text{-}12)$$

式中，D 为元素的互扩散系数；x_A 为 A 元素的摩尔分数；D_B^* 为 B 元素的自扩散系数；x_B 为 B 元素的摩尔分数；D_A^* 为 A 元素的自扩散系数；γ_B 为 B 元素的活度系数。

表 3.2-3 一些纯液态金属在熔点附近的自扩散系数

金属	温度范围/℃	常数 D_0^*/$cm^2 \cdot s^{-1}$	扩散活度 E_D/$kJ \cdot mol^{-1}$	典型值	
				自扩散系数 D^*/10^5 $cm^2 \cdot s^{-1}$	温度 t/℃
Hg	0~100	1.0×10^{-4}	4.2	0.92	30
Ga	30~90	1.1×10^{-4}	4.69	1.97	60
Na	99~227	1.1×10^{-3}	10.17	4.19	98
K	67~217	1.7×10^{-3}	10.68	5.44	100
In	175~628	3.1×10^{-4}	10.5	1.91	175
Sn	267~683	3.0×10^{-4}	10.80	3.74	299
Pb	333~657	9.15×10^{-4}	18.63	2.50	343
Zn	420~600	1.2×10^{-3}	23.4	3.16	500
Ag	975~1 350	5.8×10^{-4}	32.07	3.22	1 060
Cu	1 140~1 260	1.46×10^{-3}	40.65	4.16	1 100
Fe+4.6%C	1 240~1 360	4.3×10^{-3}	51.1	10.0	1 360
Fe+2.5%C	1 340~1 400	1.0×10^{-2}	65.7	9.0	1 400

图 3.2-13 给出了 Sn-Bi、Pb-Sn 和 Pb-Bi 合金互扩散系数与成分之间的关系。Sn-Bi 合金互扩散系数随成分变化很小，如图 3.2-13a 所示。这是因为 Sn 和 Bi 性质相近，其二元合金熔体近似理想熔液，达肯方程中（$1+\partial\ln\gamma_B/\partial\ln x_B$）应近似为常数。Pb-Sn 二元合金熔体对理想熔液有正偏差，即 $\gamma_{Sn}>1$，$\partial\ln\gamma_B/\partial\ln x_B<0$，根据式（3.2-12）可知，互扩散系数与成分之间的关系曲线上将出现最小值，这与图 3.2-13b 所示的结果是一致的。Pb-Bi 二元合金熔液对理想熔液有负偏差，即 $\gamma_{Sn}<1$，$\partial\ln\gamma_B/\partial\ln x_B>0$，同理互扩散系数与成分之间的关系曲线上将出现最大值，这与图 3.2-13c 所示的结果是一致的。

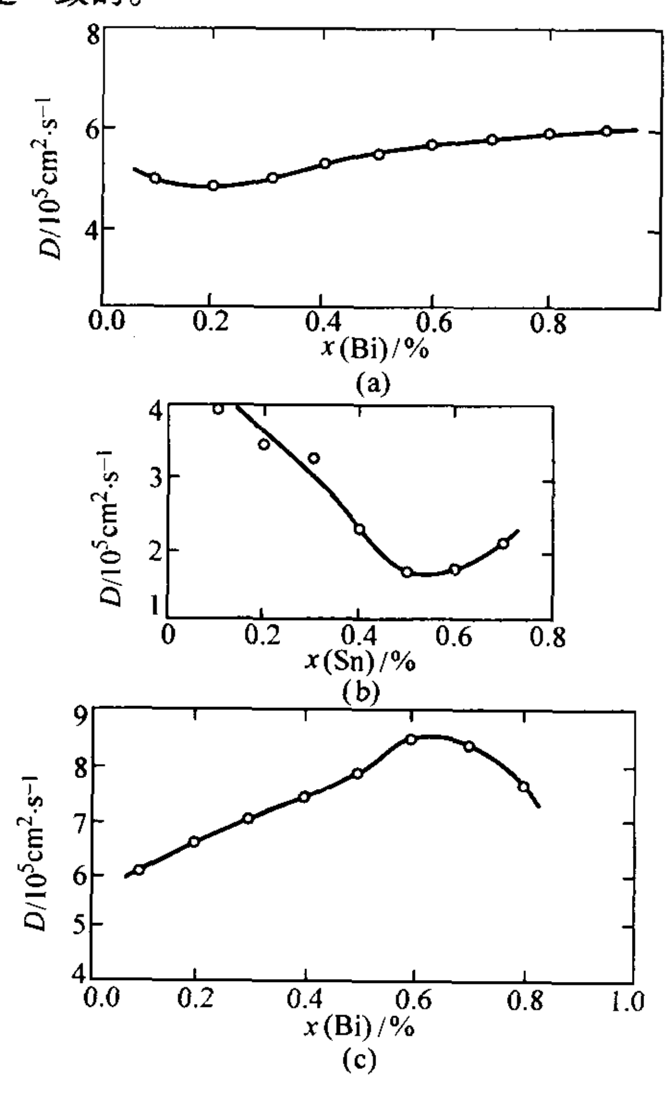


图 3.2-13 Sn-Bi、Pb-Sn 和 Pb-Bi 合金互扩散系数与成分之间的关系

3.3 扩散系数的测量方法

测量扩散系数的方法很多，如毛细管法、转盘法和固态电解质原电池法等。这里仅对毛细管法进行简单介绍。

将直径均匀一端封闭的毛细管装入合金作为待测试样，该合金中待测扩散系数的组元浓度为 C_1。将毛细管内合金加热熔化后，浸入一坩埚熔池，组元在坩埚熔池内浓度为 C_0。因为熔池内金属或合金的量比毛细管内金属或合金的量大得多，在整个实验过程中，组元在坩埚熔池内浓度可认为保持不变。如果组元在坩埚熔池内浓度 C_0 大于组元在毛细管内浓度 C_1，则该组元将从坩埚熔池向毛细管内扩散，反之则从毛细管向坩埚熔池扩散。实验过程应保持恒温和毛细管长度应比扩散距离大得多，则毛细管内合金熔体可以看作无限介质。将坐标原点取在浸入坩埚熔池的毛细管开口处，实验要保证的初始条件为

$$C(x,0)=C_1 \quad 0<x\leqslant l$$
$$C(0,0)=C_0$$

边界条件为

$$C(0,t)=C_0 \quad t>0$$
$$\partial C(l,t)/\partial x=0,\ t>0$$

在扩散系数与组元浓度无关时，可用误差函数法求扩散系数，即经过时间 t 后，在距毛细管开口端 x 处的浓度可用下式表达

$$(C_x-C_1)/(C_0-C_1)=[1-\mathrm{erf}(x/2\sqrt{Dt})] \quad (3.2\text{-}13)$$

用该方法确定扩散系数，必须实验后将毛细管内试样等距离切割成浓度测试小样，分析各小样中被测组元的浓度，利用图解法在或然率坐标纸上作余误差函数$(C_x-C_1)/(C_0-C_1)=\mathrm{erfe}(x/2\sqrt{Dt})$对 x 的图形，可得到一条通过原点的直线，其斜率为 $1/2\sqrt{Dt}$，由此可以计算出扩散系数值。

4 液态金属和合金的表面张力

在铸造合金熔化、浇注、凝固和成形过程中，存在许多界面问题。例如，精炼剂、孕育剂和变质剂与合金熔液之间，合金固体与液体之间，合金熔液与铸型之间等。表面张力或界面张力是定量评估界面性质的重要标志。通常人们习惯将凝聚相与气相间的界面张力称作表面张力，实际上严格讲表面张力就是界面张力。表面张力的大小及其变化对合金熔化、充型、凝固和成形过程都具有重要影响。

4.1 表面张力的定义

通常将物体表面单位长度上作用着的力称作表面张力，

它的单位是 N/m。众所周知，在液态金属或合金与气体组成的体系中，与气体接触的液体表面层原子处于不平衡力场中，即与表面层原子接触的液体中原子与表面层原子距离较小，且数量多，因此作用力较大；而与表面层原子接触的气体中原子与表面层原子距离较大，且数量少，因此作用力较小。这样就产生了方向垂直于液体表面，指向液体内部的力。该力使液体表面有如被一弹性膜所包围，趋向减小其表面，因此产生了表面张力。表面张力的大小不但与液体本身的性质有关，而且与它相接触的相的性质有关。

4.2　影响表面张力的因素

影响表面张力的因素主要有熔点、温度和化学成分。

（1）表面张力与熔点的关系

液体金属表面张力与熔点的关系可近似用式（3.2-14）表示

$$\sigma = 3.6T_m(m/\rho)^{-2/3} \qquad (3.2\text{-}14)$$

式中，σ 为液态金属表面张力；T_m 为熔点；m 为液态的相对分子质量；ρ 为液体的密度。

该式表明液体金属表面张力与熔点和摩尔表面积成正比，即熔点越高，或摩尔表面积越大，表面张力越大。因为熔点越高说明金属原子之间的作用力越大，表面张力也越大。表 3.2-4 列出了一些金属熔点时表面张力值[6]。虽然不同研究者由于采用的试样纯度不同，或由于实验过程所产生的误差不同，给出的表面张力值不尽相同，但是仍有重要的参考价值。

表 3.2-4　一些金属熔点时表面张力值

元素	液态金属表面张力 σ/mN·m^{-1}	$(-d\sigma/dT)$ /mN·m^{-1}·K^{-1}	元素	液态金属表面张力 σ/mN·m^{-1}	$(-d\sigma/dT)$ /mN·m^{-1}·K^{-1}	元素	液态金属表面张力 σ/mN·m^{-1}	$(-d\sigma/dT)$ /mN·m^{-1}·K^{-1}
Ag	903	0.16	Hg	498	0.20	Re	2 700	—
Al	914	0.35	In	556	0.09	Rh	2 000	—
Au	1 140	0.52	Ir	2 250	—	Ru	2 250	—
B	1 070	—	K	115	0.08	Sb	367	0.05
Ba	277	0.08	La	720	0.32	Se	106	0.10
Be	1 390	—	Li	398	0.14	Si	865	—
Bi	378	0.07	Mg	559	0.35	Sn	544	0.07
Ca	838	0.10	Mn	1 090	0.20	Sr	303	0.10
Cd	570	0.26	Mo	2 250	—	Ta	2 150	—
Ce	740	0.33	Na	191	0.10	Te	180	0.06
Co	1 873	0.49	Nb	1 900	0.24	Th	978	—
Cr	1 700	0.32	Nd	689	0.09	Ti	1 650	—
Cs	70	0.06	Ni	1 778	0.38	Tl	464	0.08
Cu	1 360	0.21	Os	2 500	—	U	1 550	0.14
Fe	1 872	0.49	Pb	468	0.13	V	1 950	0.31
Ga	718	0.10	Pd	1 500	—	W	2 500	—
Gd	810	—	Pt	1 800	—	Zn	782	0.17
Ge	621	0.26	Pu	550	—	Zr	1 480	—
Hf	1 630	—	Rb	85	0.06			

（2）表面张力与温度的关系

表面张力与温度的关系可以用约特沃斯方程来表达

$$\sigma(M/\rho_1)^{-2/3} = K(T_c - T) \qquad (3.2\text{-}15)$$

式中，T_c 为临界温度；T 为熔液温度；K 为常数，对于液体金属 $K = 0.64 \times 10^7$ J·K^{-1}。

可以看出，随着液体金属温度的升高，液体金属表面张力下降。对大多数液体金属来说，表面张力与温度呈线性关系，如图 3.2-14 和图 3.2-15 所示。这是因为随着液体金属温度的升高，原子热振动加剧，振幅变大，原子间的距离增加，相互作用减弱，因此表面张力下降。极限情况是，当液体金属温度升高到临界温度时，气－液相界面消失，液体表面张力为零。但也有反常情况，如铜，随着铜熔体温度的升高，表面张力也随着增加，如图 3.2-16 所示。

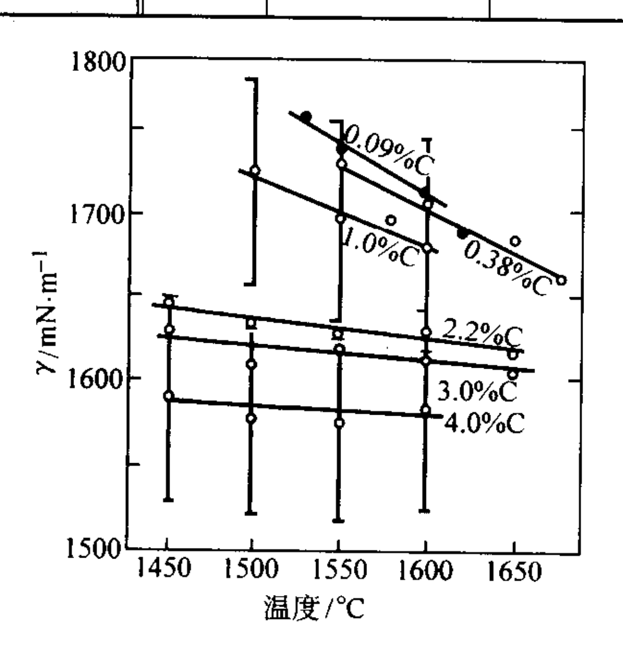


图 3.2-14　Fe－C 合金熔体的表面张力与温度的关系
（C 含量均为质量分数）

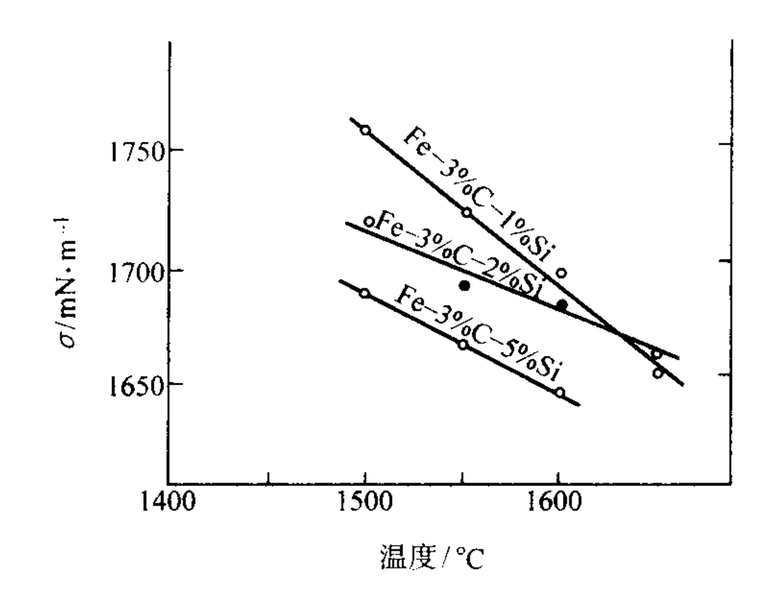


图 3.2-15 Fe-C-Si 合金熔体的表面张力 σ 与温度的关系

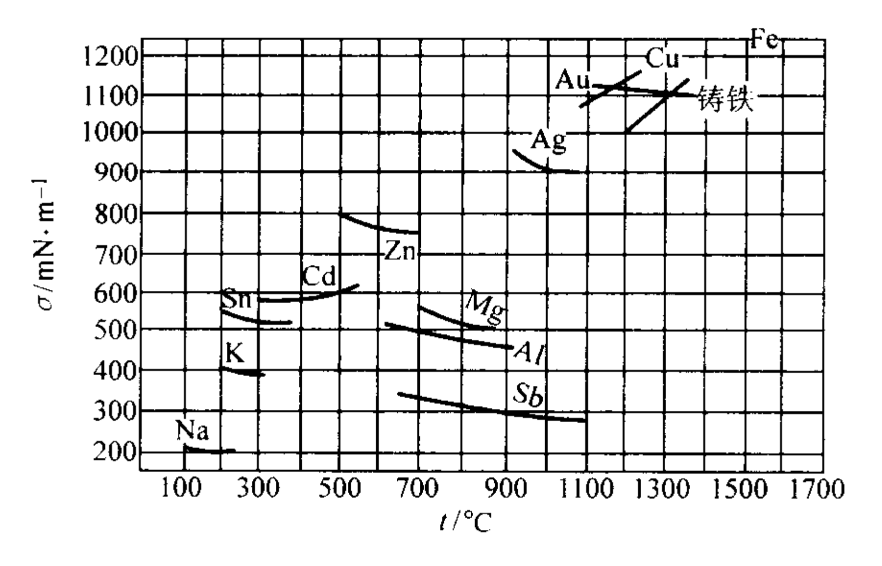


图 3.2-16 液体金属表面张力 σ 与温度 t 的关系

(3) 化学成分与表面张力的关系

化学成分对表面张力的影响有两种情况，一种是合金元素的加入使液体金属表面张力降低，这种元素对该种金属来说称为液体金属的表面活性物质，具有正吸附作用；另一种是合金元素的加入使液体金属表面张力增加，这种元素对该种金属来说称为液体金属的表面非活性物质，具有负吸附作用。通常正吸附时溶质元素在表面的浓度大于其在内部的浓度，而负吸附时溶质元素在表面的浓度小于其在内部的浓度。溶质元素对表面张力的影响可以用吉布斯公式表示

$$\Gamma = -(C/RT)(\mathrm{d}\sigma/\mathrm{d}C) \qquad (3.2\text{-}16)$$

式中，Γ 为单位液体金属表面积上较内部多吸附的溶质量；C 为溶质浓度；R 为玻耳兹曼常数；T 为热力学温度。

从式 (3.2-16) 可以看出，当单位液体金属表面积上较内部吸附的溶质量多时，Γ 为正，随着溶质元素浓度的升高，表面张力呈下降趋势；当单位液体金属表面积上较内部吸附的溶质量少时，Γ 为负，随着溶质元素浓度的升高，表面张力呈升高趋势。

图 3.2-17 给出了溶质元素对液态 Fe、Cu 和 Al 表面张力的影响。图 3.2-18 给出了合金元素对铁液表面张力的影响。图 3.2-19 给出了 S、P 和 Si 对铸铁表面张力的影响。

4.3 表面张力的测量方法

(1) 表面张力与润湿角的关系

将一滴金属熔液放在干净的水平固体片上，空间为金属蒸气所饱和，则产生三个界面，即固-液、固-气和液-气界面，如图 3.2-20 所示。如果固、液和气分别用 s、l 和 g

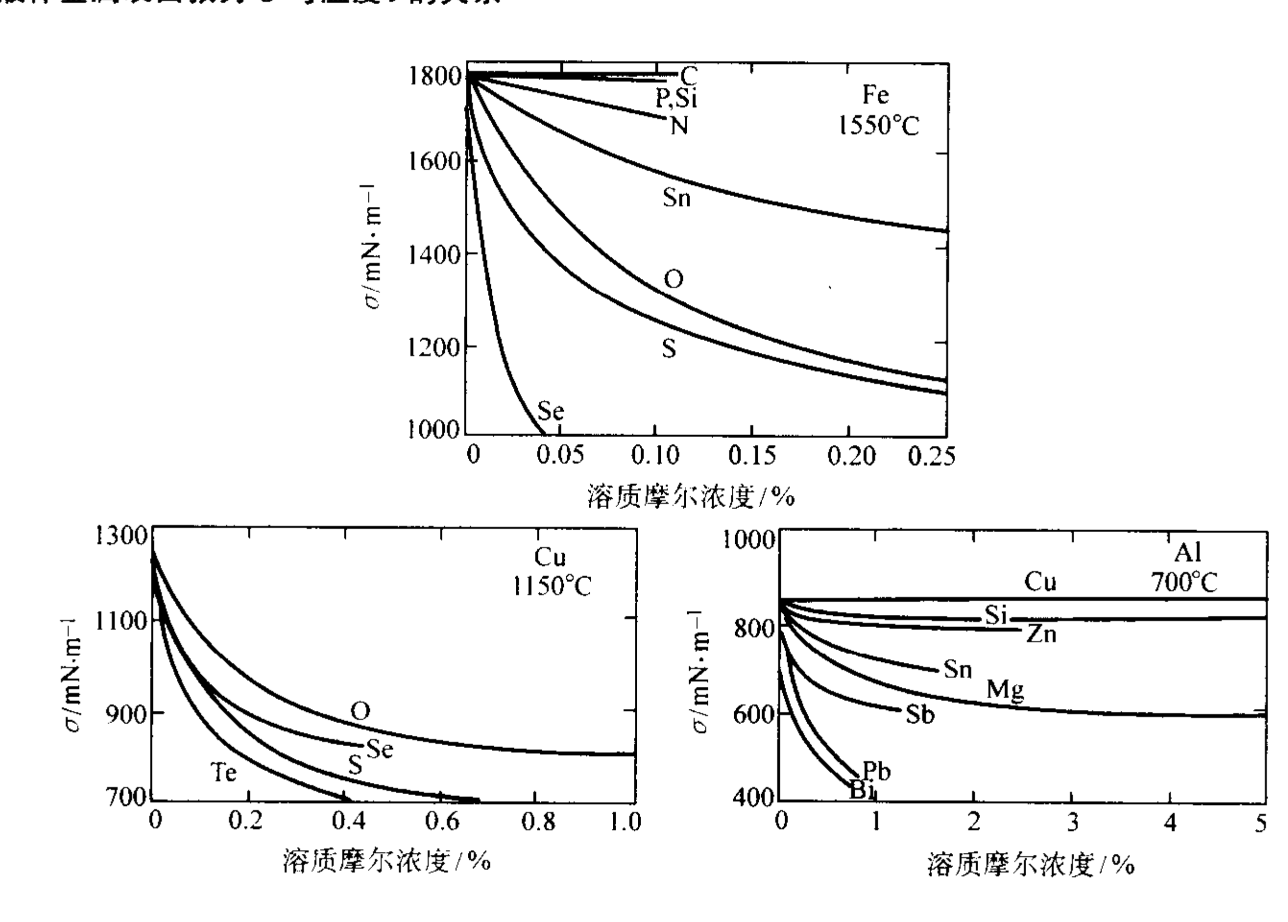


图 3.2-17 溶质元素对液态 Fe、Cu 和 Al 表面张力 σ 的影响

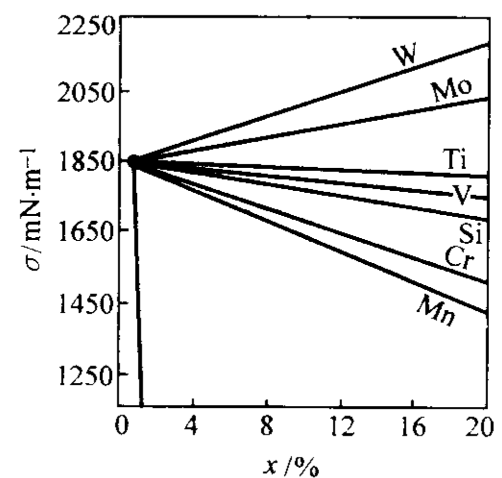


图 3.2-18 合金元素含量（摩尔分数）对铁液表面张力 σ 的影响

表示，则界面张力分别为 σ_{sl}、σ_{sg} 和 σ_{lg}，三个界面相交于 O 点，经 O 点作切线 OP，则切线 OP 与平面 ON 的夹角 θ 称为润湿角。假设固、液和气体之间处于平衡状态，则有

$$\sigma_{sg} - \sigma_{sl} = \sigma_{lg}\cos\theta \qquad (3.2\text{-}17)$$

由式 (3.2-17) 可以看出，润湿角 θ 的大小不但与 σ_{sl} 有关，而且也与 σ_{sg} 和 σ_{lg} 有关。通常将润湿角小于 90°时看作是润湿，大于 90°时看作是不润湿。有两种极端情况，即当润湿角等于 0°时，液体与固体之间的作用力等于液体内部的内聚力，是绝对润湿情况；当润湿角等于 180°时，液体与固体之间完全无作用力，是绝对不润湿情况。

(2) 表面张力的测量方法

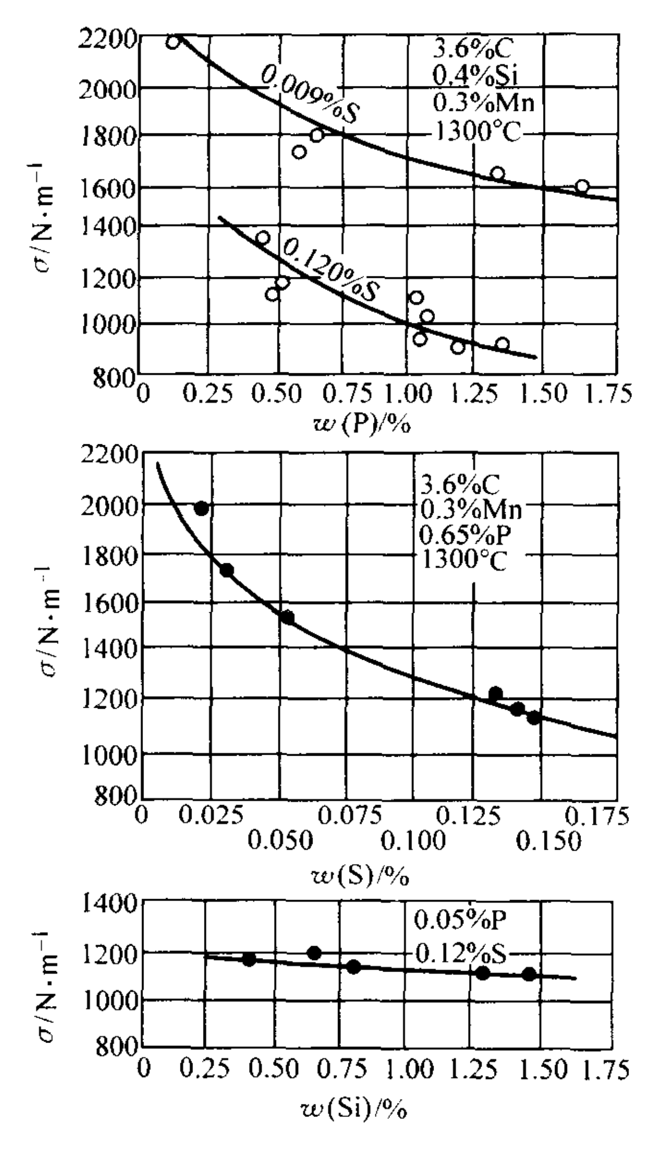


图 3.2-19　S、P 和 Si 对铸铁表面张力 σ 的影响

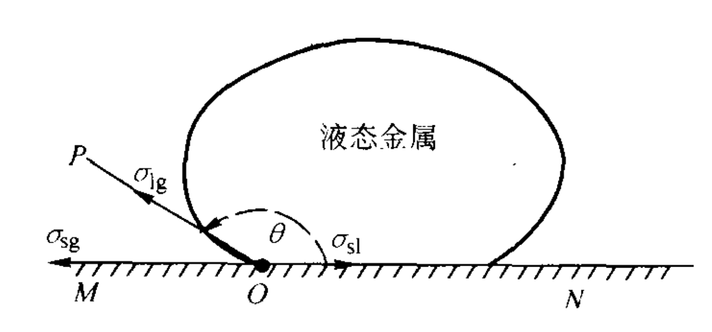


图 3.2-20　表面张力与润湿角的关系示意图

表面张力的测量方法有很多，主要分为两大类，即动力学方法和静力学方法。动力学方法包括毛细管波法和振动滴法，它是以测量决定某一过程特征值来计算表面张力，如毛细管波法是通过测量沿液体表面的毛细管波传播长度来计算表面张力；静力学方法包括毛细管上升法、气泡最大压力法、静滴法、悬滴法和滴重法等，它是以测量某一状态下的某些特征值来计算表面张力，如毛细管上升法是通过测量毛细管中液体上升高度和润湿角来计算表面张力。对于液态金属和合金，常用的方法是静滴法。静滴法是根据在干净水平放置的薄片上自然形成的液滴形状计算表面张力。在一定的薄片上，液滴形状与液体表面张力 σ 和密度 ρ 有十分密切的关系，如图 3.2-21 所示。也可以用式（3.2-18）描述。

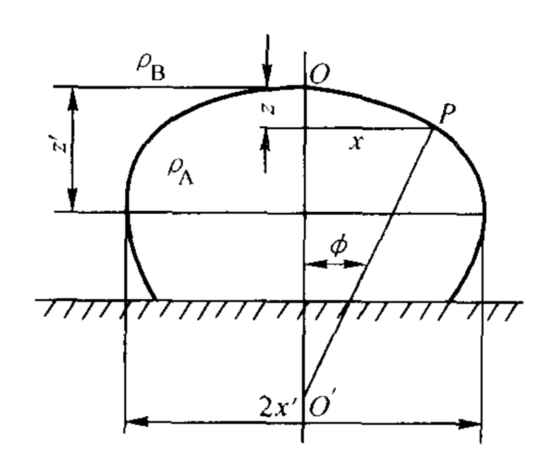


图 3.2-21　薄片上自然形成的液滴形状示意图

$$\sigma = (\rho_A - \rho_B)gb^2/\beta \qquad (3.2\text{-}18)$$

式中，ρ_A 为液体的密度；ρ_B 为气体的密度；g 为重力加速度；b 为液滴顶点 O 处的曲率半径；β 为形状校正因子。

Bashforth 和 Adams 计算了与不同 β 和 ϕ 值相对应的 x/b 和 z/b 的数值，并制成了计算表，见表 3.2-5。

实际测量时，将拍摄的液滴形状影像放大后，精确地测量 $\phi=90°$时的 x 和 z 值，即液滴的最大水平截面的半径 x' 和此截面到液滴顶点的垂直距离 z' 的数值。利用表 3.2-5，由 $\phi=90°$时的 x/z 值查得对应的 β，再由该表下部分查得 $\phi=90°$时，与 ϕ 相对应的 x/b 或 z/b 的数值，由此可计算出 b 值，最后带入式（3.2-18）即可求出表面张力 σ。

表 3.2-5　Bashforth 和 Adams 表

$\left(\frac{x}{z}\right)_{\phi=90°}$

β	0°	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°
0	1.000 00	0.021 80	0.041 49	0.059 42	0.075 89	0.091 15	0.105 42	0.118 80	0.131 40	0.143 33
1	0.154 66	0.165 46	0.175 76	0.185 62	0.195 08	0.204 18	0.212 94	0.221 38	0.229 53	0.237 42
2	0.245 07	0.252 48	0.259 67	0.266 66	0.273 45	0.280 06	0.286 50	0.292 78	0.298 90	0.304 88
3	1.310 72	0.316 43	0.322 01	0.327 48	0.332 83	0.338 07	0.343 20	0.348 24	0.353 18	0.358 03
4	0.362 78	0.367 45	0.372 04	0.376 56	0.381 00	0.385 35	0.389 63	0.393 86	0.398 02	0.402 11
5	0.406 15	0.410 12	0.414 03	0.417 89	0.421 69	0.425 44	0.429 14	0.432 78	0.436 38	0.439 93
6	1.443 44	0.446 90	0.450 32	0.453 69	0.457 02	0.460 32	0.463 58	0.466 79	0.469 96	0.473 10
7	0.476 21	0.479 28	0.482 32	0.485 33	0.488 30	0.491 24	0.494 15	0.497 03	0.499 88	0.502 70
8	0.505 50	0.508 27	0.511 01	0.513 71	0.516 40	0.519 06	0.521 69	0.524 30	0.526 89	0.529 46

续表 3.2-5

$\left(\frac{x}{z}\right)_{\phi=90°}$

β	0°	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°
9	1.532 00	0.534 52	0.537 02	0.539 49	0.541 94	0.544 37	0.546 78	0.549 17	0.551 54	0.553 89
10	0.556 21	0.558 51	0.560 80	0.563 07	0.565 33	0.567 58	0.569 81	0.572 02	0.574 21	0.576 38
11	0.578 52	0.580 65	0.582 77	0.584 88	0.586 98	0.589 06	0.591 12	0.593 17	0.595 20	0.597 22
12	1.599 23	0.601 22	0.603 20	0.605 17	0.607 12	0.609 06	0.610 99	0.612 90	0.614 80	0.616 69
13	0.618 56	0.620 42	0.622 27	0.624 11	0.625 94	0.627 76	0.629 57	0.631 36	0.633 14	0.634 91
14	0.636 67	0.638 42	0.640 16	0.641 89	0.643 61	0.645 32	0.647 02	0.648 71	0.650 39	0.652 06
15	1.653 72	0.655 37	0.657 01	0.658 64	0.660 27	0.661 89	0.663 50	0.665 10	0.666 69	0.668 27
16	0.669 84	0.671 40	0.672 96	0.674 51	0.676 05	0.677 58	0.679 10	0.680 62	0.682 13	0.683 23
17	0.685 12	0.686 61	0.688 09	0.689 56	0.691 02	0.692 48	0.693 93	0.695 37	0.696 81	0.698 24
18	1.699 66	0.701 08	0.702 49	0.703 89	0.705 28	0.706 67	0.708 05	0.709 43	0.710 80	0.712 17
19	0.713 53	0.714 88	0.716 23	0.717 57	0.718 90	0.720 23	0.721 55	0.722 87	0.724 18	0.725 48
20	0.726 78	0.728 07	0.729 36	0.730 64	0.731 92	0.733 19	0.734 46	0.735 72	0.736 98	0.738 23
21	1.739 47	0.740 71	0.741 94	0.743 17	0.744 40	0.745 62	0.746 84	0.748 05	0.749 26	0.750 46
22	0.751 65	0.752 84	0.754 03	0.755 21	0.756 39	0.757 56	0.758 73	0.759 89	0.761 05	0.762 21
23	0.763 36	0.764 51	0.765 65	0.766 79	0.767 92	0.769 05	0.770 17	0.771 29	0.772 41	0.773 52
24	1.774 63	0.775 74	0.776 84	0.777 94	0.779 03	0.780 11	0.781 19	0.782 27	0.783 35	0.784 43
25	0.785 50	0.786 57	0.787 64	0.788 70	0.789 75	0.790 80	0.791 85	0.792 89	0.793 93	0.794 97
26	0.796 00	0.797 03	0.798 06	0.799 08	0.800 10	0.801 12	0.802 13	0.803 14	0.804 15	0.805 15
27	1.806 15	0.807 15	0.808 14	0.809 13	0.810 12	0.811 10	0.812 08	0.813 06	0.814 04	0.815 01
28	0.815 98	0.816 95	0.817 91	0.818 87	0.819 83	0.820 78	0.821 73	0.822 68	0.823 62	0.824 56
29	0.825 50	0.826 43	0.827 36	0.828 29	0.829 22	0.830 15	0.831 07	0.831 99	0.832 91	0.833 83
30	1.834 74	0.835 65	0.836 56	0.837 46	0.838 36	0.839 26	0.840 15	0.841 04	0.841 93	0.842 82
31	0.843 71	0.844 59	0.845 47	0.846 35	0.847 22	0.848 09	0.848 96	0.849 83	0.850 70	0.851 56
32	0.852 42	0.853 28	0.854 14	0.854 99	0.855 84	0.856 69	0.857 54	0.858 38	0.859 22	0.860 06
33	1.860 90	0.861 73	0.862 56	0.863 39	0.864 22	0.865 05	0.865 87	0.866 69	0.867 51	0.868 33
34	0.869 15	0.869 96	0.870 77	0.871 58	0.872 39	0.873 20	0.874 00	0.874 80	0.875 60	0.876 40
35	0.877 19	0.877 98	0.878 77	0.879 56	0.880 35	0.881 13	0.881 91	0.882 69	0.883 47	0.884 25
36	1.885 03	0.885 80	0.886 57	0.887 34	0.888 11	0.888 88	0.889 64	0.890 40	0.891 16	0.891 92
37	0.892 68	0.893 44	0.894 19	0.894 94	0.895 69	0.896 44	0.897 19	0.897 93	0.898 67	0.899 41
38	0.900 15	0.900 89	0.901 63	0.902 36	0.903 09	0.903 82	0.904 55	0.905 28	0.906 00	0.906 72
39	1.907 44	0.908 16	0.908 88	0.909 60	0.910 31	0.911 02	0.911 73	0.912 44	0.913 15	0.913 86

续表 3.2-5

$\left(\frac{x}{z}\right)_{\phi=90°}$

β	0°	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°
40	0.914 57	0.915 27	0.915 97	0.916 67	0.917 37	0.918 07	0.918 77	0.919 47	0.920 16	0.920 85
41	0.921 54	0.922 23	0.922 92	0.923 61	0.924 29	0.924 97	0.925 65	0.926 33	0.927 01	0.927 69
42	1.928 36	0.929 04	0.929 71	0.930 38	0.931 05	0.931 72	0.932 39	0.933 06	0.933 72	0.934 38
43	0.935 04	0.935 70	0.936 36	0.937 02	0.937 68	0.938 33	0.938 98	0.939 63	0.940 28	0.490 93
44	0.941 58	0.942 23	0.942 88	0.943 52	0.944 16	0.944 80	0.945 44	0.946 08	0.946 72	0.947 35
45	1.947 98	0.948 61	0.949 24	0.949 87	0.950 50	0.951 13	0.951 76	0.952 39	0.953 02	0.953 64
46	0.954 26	0.954 88	0.955 50	0.956 12	0.956 74	0.957 36	0.957 98	0.958 59	0.959 20	0.959 81
47	0.960 42	0.961 03	0.961 64	0.962 25	0.962 85	0.963 45	0.964 06	0.964 66	0.965 26	0.965 86
48	1.966 46	0.967 06	0.967 66	0.968 26	0.968 85	0.969 44	0.970 03	0.970 62	0.971 21	0.971 81
49	0.972 39	0.972 98	0.973 57	0.974 15	0.974 73	0.975 31	0.975 89	0.976 47	0.977 05	0.977 63
50	0.978 21	0.978 79	0.979 37	0.979 94	0.980 51	0.981 08	0.981 65	0.982 22	0.982 79	0.983 36
51	1.983 93	0.984 50	0.985 07	0.985 63	0.986 19	0.986 75	0.987 31	0.987 87	0.988 43	0.988 99
52	0.989 54	0.990 10	0.990 66	0.991 21	0.991 76	0.992 31	0.992 86	0.993 41	0.993 96	0.994 51
53	0.995 06	0.995 61	0.996 16	0.996 71	0.997 25	0.997 79	0.998 33	0.998 87	0.999 41	0.999 95
54	2.000 49	0.001 03	0.001 57	0.002 11	0.002 64	0.003 17	0.003 70	0.004 23	0.004 70	0.005 29
55	0.005 82	0.006 35	0.006 88	0.007 40	0.007 93	0.008 45	0.008 98	0.009 50	0.010 03	0.010 55
56	0.011 07	0.011 59	0.012 11	0.012 63	0.013 14	0.013 66	0.014 18	0.014 70	0.015 21	0.015 72
57	2.016 23	0.016 74	0.017 05	0.017 76	0.018 27	0.018 78	0.019 29	0.019 80	0.020 31	0.020 81
58	0.021 32	0.021 83	0.022 34	0.022 84	0.023 34	0.023 84	0.024 34	0.024 84	0.025 34	0.025 83
59	0.026 33	0.026 83	0.027 33	0.027 82	0.028 31	0.028 80	0.029 29	0.029 78	0.030 27	0.030 76
60	2.031 25	0.031 74	0.032 23	0.032 71	0.033 20	0.033 68	0.034 17	0.034 65	0.035 14	0.035 62
61	0.036 10	0.036 58	0.037 06	0.037 54	0.038 02	0.038 50	0.038 98	0.039 45	0.039 93	0.040 40
62	0.040 88	0.041 35	0.041 83	0.042 30	0.042 77	0.043 24	0.043 71	0.044 18	0.044 65	0.045 12
63	2.045 59	0.046 06	0.046 52	0.046 99	0.047 45	0.047 92	0.048 38	0.048 85	0.049 31	0.049 77
64	0.050 23	0.050 69	0.051 15	0.051 60	0.052 06	0.052 52	0.052 98	0.053 43	0.053 89	0.054 34
65	0.054 80	0.055 25	0.055 71	0.056 16	0.056 62	0.057 07	0.057 52	0.057 97	0.058 42	0.058 87
66	2.059 32	0.059 77	0.060 22	0.060 67	0.061 11	0.061 56	0.062 00	0.062 45	0.062 89	0.063 34
67	0.063 78	0.064 22	0.064 66	0.065 10	0.065 54	0.065 98	0.066 42	0.066 86	0.067 29	0.067 73
68	0.068 17	0.068 60	0.069 04	0.069 47	0.069 90	0.070 34	0.070 77	0.071 20	0.071 64	0.072 07
69	2.072 50	0.072 93	0.073 36	0.073 79	0.074 22	0.074 65	0.075 08	0.075 50	0.075 39	0.076 35
70	0.076 78	0.077 20	0.077 63	0.078 05	0.078 48	0.078 90	0.079 32	0.079 74	0.080 16	0.080 58

续表 3.2-5

β	$\left(\frac{x}{z}\right)_{\phi=90°}$									
	0°	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°
71	0.081 00	0.081 40	0.081 84	0.082 26	0.082 67	0.083 09	0.083 51	0.083 92	0.084 34	0.084 75
72	2.085 17	0.085 58	0.086 00	0.086 41	0.086 83	0.087 24	0.087 65	0.088 06	0.088 47	0.088 88
73	0.089 29	0.089 70	0.090 11	0.090 51	0.090 92	0.091 33	0.091 73	0.092 14	0.092 54	0.092 95
74	0.093 35	0.093 75	0.094 16	0.094 56	0.094 96	0.095 36	0.095 76	0.096 16	0.096 56	0.096 96
75	2.097 36	0.097 76	0.098 16	0.098 55	0.098 95	0.099 35	0.099 75	0.100 14	0.100 54	0.100 93
76	0.101 33	0.101 73	0.102 12	0.102 52	0.102 91	0.103 30	0.103 69	0.104 03	0.104 47	0.104 86
77	0.105 25	0.105 64	0.106 03	0.106 41	0.106 80	0.107 19	0.107 58	0.107 96	0.108 35	0.108 73
78	2.109 12	0.109 50	0.109 89	0.110 27	0.110 66	0.111 04	0.111 42	0.111 80	0.112 18	0.112 56
79	0.112 94	0.113 32	0.113 70	0.114 08	0.114 45	0.114 83	0.115 21	0.115 59	0.115 96	0.116 34
80	0.116 72	0.117 10	0.117 47	0.117 85	0.118 22	0.118 60	0.118 97	0.119 34	0.119 72	0.120 09
81	2.120 46	0.120 83	0.121 20	0.121 57	0.121 94	0.122 31	0.122 68	0.123 05	0.123 41	0.123 78
82	0.124 15	0.124 52	0.124 88	0.125 25	0.125 61	0.125 98	0.126 34	0.126 71	0.127 07	0.127 44
83	0.127 80	0.128 16	0.1285 52	0.128 89	0.129 25	0.129 61	0.129 97	0.130 33	0.130 70	0.131 06
84	2.131 42	0.131 78	0.132 14	0.132 50	0.132 85	0.133 21	0.133 57	0.133 93	0.134 29	0.134 65
85	0.135 00	0.135 36	0.135 71	0.136 07	0.136 42	0.136 77	0.137 12	0.137 48	0.137 83	0.138 18
86	0.138 53	0.138 88	0.139 23	0.139 58	0.139 93	0.140 28	0.140 63	0.140 98	0.141 33	0.141 68
87	2.142 03	0.142 37	0.142 72	0.143 07	0.143 41	0.143 76	0.144 11	0.144 45	0.144 80	0.145 14
88	0.145 49	0.145 83	0.146 18	0.146 52	0.146 87	0.142 21	0.147 55	0.147 90	0.148 24	0.148 58
89	0.148 92	0.149 26	0.149 60	0.149 94	0.150 28	0.150 62	0.150 96	0.151 30	0.151 64	0.151 97
90	2.152 31	0.152 65	0.152 98	0.153 32	0.153 66	0.153 99	0.154 33	0.154 66	0.155 00	0.155 33
91	0.155 67	0.156 00	0.156 33	0.156 67	0.157 00	0.157 33	0.157 66	0.158 00	0.158 33	0.158 66
92	0.158 99	0.159 32	0.159 65	0.159 98	0.160 31	0.160 64	0.160 97	0.161 29	0.161 62	0.161 95
93	2.162 28	0.162 60	0.162 93	0.163 26	0.163 58	0.163 91	0.164 24	0.164 56	0.164 89	0.165 21
94	0.165 54	0.165 86	0.166 19	0.166 51	0.166 84	0.167 16	0.167 48	0.167 80	0.168 13	0.168 45
95	0.168 77	0.169 09	0.169 41	0.169 73	0.170 05	0.170 37	0.170 69	0.171 01	0.171 32	0.171 64
96	2.171 96	0.172 27	0.172 59	0.172 91	0.173 22	0.173 54	0.173 86	0.174 17	0.174 49	0.174 88
97	0.175 12	0.175 43	0.175 75	0.176 06	0.176 38	0.176 69	0.177 01	0.171 32	0.177 63	0.177 95
98	0.178 26	0.178 57	0.178 88	0.179 19	0.179 50	0.179 81	0.180 12	0.180 43	0.180 74	0.181 05
99	2.181 36	0.181 67	0.181 97	0.182 28	0.182 59	0.182 90	0.183 20	0.183 51	0.183 82	0.184 12
100	0.184 43									

续表 3.2-5

β	90°		β	90°		β	90°		β	90°	
	$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$
+			+			+			+		
0.0	1.000 00	1.000 00	3.9	0.737 41	0.543 01	7.8	0.643 02	0.428 72	11.7	0.585 98	0.367 80
0.1	0.984 21	0.963 21	4.0	0.734 11	0.538 69	7.9	0.641 23	0.426 72	11.8	0.584 78	0.366 58
0.2	0.969 76	0.931 13	4.1	0.730 88	0.534 48	8.0	0.639 47	0.424 76	11.9	0.583 59	0.365 37
0.3	0.956 48	0.902 85	4.2	0.727 71	0.530 38	8.1	0.637 73	0.422 82	12.0	0.582 41	0.364 18
0.4	0.944 22	0.877 64	4.3	0.724 60	0.526 38	8.2	0.636 00	0.420 91	12.1	0.581 24	0.363 00
0.5	0.932 83	0.854 91	4.4	0.721 55	0.522 48	8.3	0.634 30	0.419 03	12.2	0.580 08	0.361 83
0.6	0.922 17	0.834 23	4.5	0.718 56	0.518 68	8.4	0.632 62	0.417 18	12.3	0.578 93	0.360 67
0.7	0.912 15	0.815 29	4.6	0.715 62	0.514 97	8.5	0.630 96	0.415 36	12.4	0.577 79	0.359 52
0.8	0.902 71	0.797 86	4.7	0.712 74	0.511 34	8.6	0.629 32	0.413 56	12.5	0.576 67	0.358 39
0.9	0.893 77	0.781 73	4.8	0.709 91	0.507 80	8.7	0.627 69	0.411 79	12.6	0.575 55	0.357 27
1.0	0.885 29	0.766 71	4.9	0.707 13	0.504 34	8.8	0.626 08	0.410 04	12.7	0.574 44	0.356 16
1.1	0.877 22	0.752 68	5.0	0.704 41	0.500 95	8.9	0.624 49	0.408 31	12.8	0.573 34	0.355 06
1.2	0.869 53	0.739 54	5.1	0.701 73	0.497 64	9.0	0.622 91	0.406 61	12.9	0.572 25	0.353 97
1.3	0.862 18	0.727 19	5.2	0.699 09	0.494 40	9.1	0.621 35	0.404 93	13.0	0.571 17	0.352 89
1.4	0.855 13	0.715 54	5.3	0.696 50	0.491 22	9.2	0.619 81	0.403 27	13.1	0.570 00	0.351 82
1.5	0.848 38	0.704 53	5.4	0.693 95	0.488 11	9.3	0.618 29	0.401 63	13.2	0.569 04	0.350 76
1.6	0.841 89	0.694 10	5.5	0.691 45	0.485 08	9.4	0.616 79	0.400 01	13.3	0.567 98	0.349 71
1.7	0.835 64	0.684 18	5.6	0.688 99	0.482 10	9.5	0.615 30	0.398 42	13.4	0.566 93	0.348 67
1.8	0.829 63	0.674 75	5.7	0.686 57	0.479 18	9.6	0.613 82	0.396 85	13.5	0.565 89	0.347 65
1.9	0.823 83	0.665 76	5.8	0.684 18	0.476 32	9.7	0.612 36	0.395 29	13.6	0.564 86	0.346 63
2.0	0.818 22	0.657 17	5.9	0.681 83	0.473 51	9.8	0.610 92	0.393 75	13.7	0.563 83	0.345 62
2.1	0.812 80	0.648 95	6.0	0.679 52	0.470 76	9.9	0.609 50	0.392 23	13.8	0.562 81	0.344 62
2.2	0.807 55	0.641 09	6.1	0.677 24	0.468 06	10.0	0.608 08	0.390 74	13.9	0.561 80	0.343 63
2.3	0.802 47	0.633 53	6.2	0.675 00	0.465 41	10.1	0.606 67	0.389 26	14.0	0.560 80	0.342 65
2.4	0.797 54	0.626 28	6.3	0.672 79	0.462 80	10.2	0.605 28	0.387 80	14.1	0.559 80	0.341 68
2.5	0.792 75	0.619 31	6.4	0.670 61	0.460 24	10.3	0.603 91	0.386 36	14.2	0.558 81	0.340 72
2.6	0.788 10	0.612 60	6.5	0.668 46	0.457 74	10.4	0.602 55	0.384 93	14.3	0.557 83	0.339 76
2.7	0.783 58	0.606 13	6.6	0.666 34	0.455 28	10.5	0.601 21	0.383 52	14.4	0.556 86	0.338 81
2.8	0.779 19	0.599 89	6.7	0.664 25	0.452 86	10.6	0.599 88	0.382 12	14.5	0.555 90	0.337 07
2.9	0.774 91	0.503 86	6.8	0.662 19	0.450 48	10.7	0.598 56	0.380 74	14.6	0.554 94	0.336 94
3.0	0.770 74	0.588 03	6.9	0.660 16	0.448 14	10.8	0.597 25	0.379 38	14.7	0.553 99	0.336 02
3.1	0.766 67	0.582 40	7.0	0.658 15	0.445 84	10.9	0.595 95	0.378 04	14.8	0.553 05	0.335 11
3.2	0.762 70	0.576 94	7.1	0.656 17	0.443 57	11.0	0.594 66	0.376 71	14.9	0.552 11	0.334 20
3.3	0.758 83	0.571 65	7.2	0.654 22	0.441 34	11.1	0.593 38	0.375 39	15.0	0.551 18	0.333 30
3.4	0.755 06	0.566 52	7.3	0.652 29	0.439 15	11.2	0.592 12	0.374 09	15.1	0.550 26	0.332 41
3.5	0.751 37	0.561 54	7.4	0.650 39	0.437 00	11.3	0.590 87	0.372 80	15.2	0.549 34	0.331 53
3.6	0.747 76	0.556 72	7.5	0.648 51	0.434 88	11.4	0.589 63	0.371 53	15.3	0.548 43	0.330 65
3.7	0.744 23	0.552 02	7.6	0.646 66	0.432 80	11.5	0.588 40	0.370 27	15.4	0.547 52	0.329 78
3.8	0.740 78	0.547 45	7.7	0.644 83	0.430 75	11.6	0.587 19	0.369 03	15.5	0.546 62	0.328 92

续表 3.2-5

β	90°		β	90°		β	90°		β	90°	
	$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$
+			+			+			+		
15.6	0.545 73	0.328 07	19.5	0.514 99	0.299 37	23.4	0.490 31	0.277 34	27.3	0.469 85	0.259 71
15.7	0.544 84	0.327 22	19.6	0.514 29	0.298 73	23.5	0.489 74	0.276 84	27.4	0.469 37	0.259 30
15.8	0.543 96	0.326 38	19.7	0.513 59	0.298 10	23.6	0.489 17	0.276 34	27.5	0.468 89	0.258 89
15.9	0.543 08	0.325 54	19.8	0.512 90	0.297 47	23.7	0.488 61	0.275 85	27.6	0.468 41	0.258 49
16.0	0.542 21	0.324 71	19.9	0.512 21	0.296 85	23.8	0.488 04	0.275 36	27.7	0.467 94	0.258 09
16.1	0.541 35	0.323 89	20.0	0.511 53	0.296 23	23.9	0.487 48	0.274 87	27.8	0.467 46	0.257 69
16.2	0.540 49	0.323 08	20.1	0.510 85	0.295 62	24.0	0.486 92	0.274 38	27.9	0.466 99	0.257 29
16.3	0.539 64	0.322 27	20.2	0.510 17	0.295 01	24.1	0.486 36	0.273 89	28.0	0.466 52	0.256 90
16.4	0.538 79	0.321 47	20.3	0.509 50	0.294 40	24.2	0.485 81	0.273 41	28.1	0.466 05	0.256 51
16.5	0.537 95	0.320 67	20.4	0.508 83	0.293 80	24.3	0.485 26	0.272 93	28.2	0.465 59	0.256 12
16.6	0.537 11	0.319 88	20.5	0.508 17	0.293 20	24.4	0.484 71	0.272 45	28.3	0.465 12	0.255 73
16.7	0.536 28	0.319 10	20.6	0.507 51	0.292 61	24.5	0.484 17	0.271 98	28.4	0.464 66	0.255 34
16.8	0.535 45	0.318 32	20.7	0.506 85	0.292 02	24.6	0.483 63	0.271 51	28.5	0.464 20	0.254 95
16.9	0.534 63	0.317 55	20.8	0.506 20	0.291 43	24.7	0.483 09	0.271 04	28.6	0.463 74	0.254 57
17.0	0.533 82	0.316 78	20.9	0.505 54	0.290 84	24.8	0.482 55	0.270 58	28.7	0.463 29	0.254 19
17.1	0.533 01	0.316 02	21.0	0.504 89	0.290 26	24.9	0.482 02	0.270 12	28.8	0.462 83	0.253 81
17.2	0.532 20	0.315 27	21.1	0.504 24	0.289 68	25.0	0.481 48	0.269 66	28.9	0.462 38	0.253 43
17.3	0.531 40	0.314 52	21.2	0.503 60	0.289 11	25.1	0.480 95	0.269 21	29.0	0.461 93	0.253 05
17.4	0.530 61	0.313 78	21.3	0.502 96	0.288 54	25.2	0.480 42	0.268 75	29.1	0.461 48	0.252 68
17.5	0.529 82	0.313 04	21.4	0.502 33	0.287 97	25.3	0.479 90	0.268 30	29.2	0.461 04	0.252 30
17.6	0.529 04	0.312 31	21.5	0.501 70	0.287 41	25.4	0.479 37	0.267 85	29.3	0.460 59	0.251 93
17.7	0.528 26	0.311 58	21.6	0.501 07	0.286 85	25.5	0.478 85	0.267 40	29.4	0.460 15	0.251 56
17.8	0.527 49	0.310 86	21.7	0.500 45	0.286 30	25.6	0.478 33	0.266 95	29.5	0.459 71	0.251 19
17.9	0.526 72	0.310 15	21.8	0.499 83	0.285 75	25.7	0.477 82	0.266 51	29.6	0.459 27	0.250 82
18.0	0.525 95	0.309 44	21.9	0.499 22	0.285 20	25.8	0.477 30	0.266 07	29.7	0.458 83	0.250 46
18.1	0.525 19	0.308 74	22.0	0.498 60	0.284 65	25.9	0.476 79	0.265 63	29.8	0.458 39	0.250 09
18.2	0.524 43	0.308 04	22.1	0.497 99	0.284 11	26.0	0.476 28	0.265 19	29.9	0.457 96	0.249 73
18.3	0.523 68	0.307 34	22.2	0.497 38	0.283 57	26.1	0.475 77	0.264 70	30.0	0.457 52	0.249 37
18.4	0.522 93	0.306 65	22.3	0.496 77	0.283 03	26.2	0.475 27	0.264 33	30.1	0.457 09	0.249 01
18.5	0.522 19	0.305 96	22.4	0.496 17	0.282 50	26.3	0.474 76	0.263 90	30.2	0.456 66	0.248 65
18.6	0.521 45	0.305 28	22.5	0.495 57	0.281 97	26.4	0.474 26	0.263 47	30.3	0.456 23	0.248 29
18.7	0.520 72	0.304 60	22.6	0.494 97	0.281 44	26.5	0.473 76	0.263 04	30.4	0.455 80	0.247 94
18.8	0.519 99	0.303 93	22.7	0.494 38	0.280 92	26.6	0.473 27	0.262 62	30.5	0.455 37	0.247 59
18.9	0.519 26	0.303 27	22.8	0.493 79	0.280 40	26.7	0.472 77	0.262 20	30.6	0.454 95	0.247 24
19.0	0.518 54	0.302 61	22.9	0.493 20	0.279 88	26.8	0.472 28	0.261 78	30.7	0.454 53	0.246 89
19.1	0.517 82	0.301 95	23.0	0.492 62	0.279 37	26.9	0.471 79	0.261 36	30.8	0.454 11	0.246 54
19.2	0.517 11	0.301 30	23.1	0.492 04	0.278 86	27.0	0.471 30	0.260 94	30.9	0.453 69	0.246 20
19.3	0.516 40	0.300 65	23.2	0.491 46	0.278 35	27.1	0.470 82	0.260 53	31.0	0.453 27	0.245 85
19.4	0.515 69	0.300 01	23.3	0.490 89	0.277 84	27.2	0.470 33	0.260 12	31.1	0.452 85	0.245 51

续表 3.2-5

β	90°		β	90°		β	90°		β	90°	
	$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$		$\frac{x}{b}$	$\frac{z}{b}$
+			+			+			+		
31.2	0.452 44	0.245 17	35.1	0.437 35	0.232 88	39.0	0.424 08	0.222 33	42.9	0.412 28	0.213 14
31.3	0.452 02	0.244 83	35.2	0.436 99	0.232 59	39.1	0.423 76	0.222 08	43.0	0.411 90	0.212 92
31.4	0.451 61	0.244 49	35.3	0.436 63	0.232 30	39.2	0.423 44	0.221 83	43.1	0.411 70	0.212 70
31.5	0.451 20	0.244 15	35.4	0.436 27	0.232 01	39.3	0.423 12	0.221 58	43.2	0.411 42	0.212 48
31.6	0.450 79	0.243 81	35.5	0.435 91	0.231 72	39.4	0.422 80	0.221 33	43.3	0.411 13	0.212 27
31.7	0.450 38	0.243 47	35.6	0.435 55	0.231 44	39.5	0.422 49	0.221 08	43.4	0.410 85	0.212 05
31.8	0.449 98	0.243 14	35.7	0.435 20	0.231 15	39.6	0.422 17	0.220 84	43.5	0.410 57	0.211 83
31.9	0.449 57	0.242 81	35.8	0.434 84	0.230 87	39.7	0.421 86	0.220 59	43.6	0.410 29	0.211 61
32.0	0.449 17	0.242 48	35.9	0.434 49	0.230 59	39.8	0.421 55	0.220 34	43.7	0.410 01	0.211 40
32.1	0.448 77	0.242 15	36.0	0.434 14	0.230 31	39.9	0.421 24	0.220 10	43.8	0.409 73	0.211 18
32.2	0.448 37	0.241 82	36.1	0.433 79	0.230 03	40.0	0.420 93	0.219 86	43.9	0.409 45	0.210 96
32.3	0.447 07	0.241 49	36.2	0.433 44	0.229 75	40.1	0.420 62	0.219 62	44.0	0.409 17	0.210 75
32.4	0.447 57	0.241 17	36.3	0.433 09	0.229 47	40.2	0.420 31	0.219 38	44.1	0.408 90	0.210 54
32.5	0.447 18	0.240 85	36.4	0.432 74	0.229 20	40.3	0.420 00	0.219 14	44.2	0.408 62	0.210 32
32.6	0.446 78	0.240 53	36.5	0.432 40	0.228 92	40.4	0.419 70	0.218 90	44.3	0.408 34	0.210 11
32.7	0.446 39	0.240 21	36.6	0.432 05	0.228 64	40.5	0.419 39	0.218 66	44.4	0.408 07	0.209 90
32.8	0.446 00	0.239 89	36.7	0.431 71	0.228 37	40.6	0.419 09	0.218 42	44.5	0.407 79	0.209 69
32.9	0.445 61	0.239 57	36.8	0.431 36	0.228 10	40.7	0.418 78	0.218 18	44.6	0.407 52	0.209 48
33.0	0.445 22	0.239 25	36.9	0.431 02	0.227 83	40.8	0.418 48	0.217 95	44.7	0.407 24	0.209 27
33.1	0.444 83	0.238 93	37.0	0.430 68	0.227 56	40.9	0.418 18	0.217 71	44.8	0.406 97	0.209 06
33.2	0.444 44	0.238 61	37.1	0.430 34	0.227 29	41.0	0.417 87	0.217 47	44.9	0.406 70	0.208 86
33.3	0.444 06	0.238 30	37.2	0.430 00	0.227 02	41.1	0.417 57	0.217 24	45.0	0.406 43	0.208 65
33.4	0.443 67	0.237 99	37.3	0.429 66	0.226 75	41.2	0.417 27	0.217 00	45.1	0.406 16	0.208 44
33.5	0.443 29	0.237 68	37.4	0.429 32	0.226 49	41.3	0.416 97	0.216 77	45.2	0.405 89	0.208 24
33.6	0.442 91	0.237 37	37.5	0.428 99	0.226 22	41.4	0.416 67	0.216 53	45.3	0.405 62	0.208 03
33.7	0.442 53	0.237 06	37.6	0.428 65	0.225 95	41.5	0.416 37	0.216 30	45.4	0.405 36	0.207 82
33.8	0.442 15	0.236 75	37.7	0.428 32	0.225 69	41.6	0.416 07	0.216 07	45.5	0.405 09	0.207 62
33.9	0.441 77	0.236 45	37.8	0.427 99	0.225 42	41.7	0.415 78	0.215 84	45.6	0.404 82	0.207 42
34.0	0.441 40	0.236 15	37.9	0.427 66	0.225 16	41.8	0.415 48	0.215 61	45.7	0.404 56	0.207 21
34.1	0.441 02	0.235 85	38.0	0.427 33	0.224 90	41.9	0.415 19	0.215 39	45.8	0.404 29	0.207 01
34.2	0.440 65	0.235 55	38.1	0.427 00	0.224 64	42.0	0.414 89	0.215 16	45.9	0.404 02	0.206 81
34.3	0.440 28	0.235 25	38.2	0.426 67	0.224 38	42.1	0.414 60	0.214 93	46.0	0.403 76	0.206 61
34.4	0.439 91	0.234 95	38.3	0.426 34	0.224 12	42.2	0.414 30	0.214 71	46.1	0.403 50	0.206 41
34.5	0.439 54	0.234 65	38.4	0.426 01	0.223 86	42.3	0.414 01	0.214 48	46.2	0.403 23	0.206 21
34.6	0.439 17	0.234 35	38.5	0.425 69	0.223 60	42.4	0.413 72	0.214 25	46.3	0.402 97	0.206 01
34.7	0.438 80	0.234 05	38.6	0.425 36	0.223 35	42.5	0.413 43	0.214 03	46.4	0.402 71	0.205 81
34.8	0.438 44	0.233 75	38.7	0.425 04	0.223 09	42.6	0.413 14	0.213 81	46.5	0.402 45	0.205 61
34.9	0.438 07	0.233 46	38.8	0.424 72	0.222 83	42.7	0.412 85	0.213 58	46.6	0.402 19	0.205 42
35.0	0.437 71	0.233 17	38.9	0.424 40	0.222 58	42.8	0.412 56	0.213 36	46.7	0.401 93	0.205 22

编写：郭景杰（哈尔滨工业大学）

第3章 铸造成形过程中的液态金属流动

铸造成形过程中的液态金属流动可以简单地分成两个阶段。首先是浇注时液体在充填铸型过程中的流动；当充满铸型后，由于液态金属的动量作用和本身的密度差导致连续的金属对流，在凝固过程中这种对流要影响晶体的生核及长大，进而会影响金属组织和它的成分分布。

晶体长大过程中，有时还要有意识地施加强迫对流以促进溶质从液－固界面的传输。还应看到绝大多数金属当它们凝固时会产生收缩，因而在铸件上面要用冒口来供应补缩金属。而冒口设计，正如后面章节中所讨论的，需要综合热流和流体流动两方面的问题。在凝固过程中，即使大量液体已充填完毕时，液体流动也未停止，因为仍然存在枝晶间隙中的液体流动。只有这种流体不能继续流动以抵消凝固收缩时，才会造成显微孔隙和热裂等缺陷。另外，铸造中一种重要铸造缺陷——宏观偏析也是因枝晶间隙液体流动而产生的，这一事实是近十几年来才发现的。

1 液态金属充型过程的流动

铸造生产的主要特点是直接将液态金属浇入铸型，并在其中凝固和冷却而得到铸件。液态金属充型过程是铸件形成的第一阶段。一些铸造缺陷，如浇不到、冷隔、砂眼、铁豆、抬箱、夹砂以及卷入性气孔等都是在充型不利的情况下产生的。为了获得优质健全的铸件，必须掌握和控制充型过程的进行。

1.1 液态金属的水力学特性

从水力学观点看，液态金属的充型过程乃是液态金属在浇道和铸型型腔中的流动过程。但是，作为流体的液态金属和通常是由砂型所构成的流道壁具有特殊的性质，能否利用一般的流体力学公式进行计算，要加以分析。

液态金属在砂型中流动时具有下述的几个主要水力学特性。

1）黏性液体流动　水力学所研究的对象通常是无黏性的理想液体，而液态金属则是有黏性的实际液体，其黏性与合金成分有关，且在流动过程中随金属液温度的降低而不断增高，当液体中出现晶体时黏性急剧增高，液体的流速和流态则要发生变化。

2）多相流动　无黏性的理想液体被视为均质的单相体。液体金属在某些情况下可以看成单相的液体，但是在大多数情况下，其中除液相外尚有固相和气相夹杂物，如钢液中的 SiO_2、MnO、MnS、Al_2O_3 等是固相，而 CO、CO_2、H_2、N_2 等是气相。这些夹杂物可能在合金熔炼过程中产生，也可能是在充型过程中金属与铸型或周围气氛相互作用形成的，所以，液态金属是非均质的多相体。在流动过程中，固相和气相因密度与液相不同而处于上浮或下沉的运动状态。含有固相和气相的液体，其黏性增加。

3）不稳定流动　液态金属在充型过程中与铸型之间进行着剧烈的热交换，金属温度不断降低，而铸型温度不断增高，是一个不稳定的热交换过程。液态金属温度下降，黏度增高，流速、流态都要发生变化，所以，不稳定的传热过程在流体力学意义上也会造成液态金属流动的不稳定性。此外，高温液态金属与气体和铸型作用，使金属氧化，增加氧化夹杂，而液体表面的氧化膜也会成为流动的阻力。

另一方面，液态金属充填铸型过程中致使型腔中气体压力增加，阻碍液体的流动。如果液态金属的过热度低，在流动过程中则可能在铸型表面结晶，从而改变了通道的截面积和表面粗糙度，也是造成不稳定流动的原因。

4）紊流流动　实践证明，液态金属在浇道中的流动，在一般情况下具有紊流的性质，其雷诺数 Re 大于临界雷诺数 $Re_{临}$（2300）。

液态金属在型腔中的流动，在一般情况下也是紊流。但在某些情况下，如对大型薄壁铸件的充填，也可能是层流流动。

5）在“多孔管”中流动　因为砂型壁具有一定的透气性，砂型中的浇注系统和型腔可作为“多孔”的管道和容器。因此，液态金属充型过程和水在密闭的管道中的有压流动不同。液态金属在“多孔管”中流动，当压力超过某一定值后，液体金属会被压入型壁砂粒间的孔隙内，造成铸件表面黏砂。而当液流与浇道壁不能很好地黏附时，又可能将外界气体带入型腔，形成卷入性气孔。液体金属在一定压力下在“多孔管”中流动之所以不渗入砂型中，是由于液态金属的表面张力和型壁中气体反压力的作用。

综上所述，液态金属的水力学特性与理想液体比较，有明显的区别。但是，生产实践和实验研究结果表明，当液态金属有一定过热度时，由于浇注系统长度不大，充型时间很短，在浇注过程中浇道壁上不发生结晶现象，金属液的黏度变化可以忽略，而且在紊流状态下液体流动的流体力学损失可看成与黏度无关。由于充型时间短，液态金属与铸型的热交换可以忽略不计，认为流体为稳态流动。这样，许多水力学规律在一定程度上也适用于液态金属在浇注系统中的流动。目前，浇注系统的计算和理论分析就是建立在这个基础上的。

1.2 液态金属的充型能力

（1）液态金属充型能力的基本概念

液态金属充满铸型型腔，获得形状完整、轮廓清晰的铸件的能力，称为液态金属充填铸型的能力。液态金属一般是在纯液态下充满型腔的，也有边充型边凝固的情况。

实践证明，同一种金属用不同的铸造方法，能铸造的铸件最小壁厚不同。同样的铸造方法，由于金属不同，能得到的最小壁厚也不同（见表 3.3-1）。

表 3.3-1　不同金属和不同铸造方法铸造的铸件最小壁厚　mm

金属种类 \ 铸造方法	砂　型	金属型	熔　模	壳　型	压　铸
灰铸铁	3	>4	0.4～0.8	0.8～1.5	
铸　钢	4	8～10	0.5～1	2.5	
铝合金	3	3～4			0.6～0.8

所以，液态金属的充型能力首先取决于金属本身的流动能力，同时又受外界条件，如铸型性质、浇注条件、铸件结构等因素的影响，是各种因素的综合反映。

液态金属本身的流动能力，称为“流动性”。这里所说的流动性和物理学上的意义有很大的区别。在物理学上它是黏度的倒数，而铸造上说的流动性则是金属的铸造性能之一，是对过程特性的一种经验量度，它与金属的成分、温度、杂质含量及其物理性质有关。

液态金属的流动性对于气体、杂质的排除以及补缩、防止热裂纹等有很大的影响。

液态金属的流动性是用浇注流动性试样的方法衡量的。由于影响液态金属充型能力的因素很多，很难对各种合金在不同铸造条件下的充型能力进行比较，所以常常采用在相同条件下所测得的合金流动性表示合金的充型能力。

流动性试样的类型很多，如螺旋形、弯曲形、球形、U形、α形、真空试样（负压吸铸）等。它们多数是以金属因凝固而停止流动的长度来测量流动性，也有用充填型腔的体积或质量来衡量。在生产和科学研究中应用最多的是螺旋形试样（见图 3.3-1）。表 3.3-2 所列为一些合金的相对的流动性数据。图 3.3-2 为弯曲形流动性试样的铸型结构示意图[4]。

目前，在研究中真空试样也很普遍（见图 3.3-3）。它的优点是铸型条件和液态金属的充型压头稳定；真空度可以随液态金属的密度不同而改变，使各种金属能在相同的压头下充填，从而增加了试验结果的对比性；可以观察流动过程，纪录流动长度与时间的关系。

（2）液态金属的停止流动机理

1）纯金属及共晶合金停止流动模型，如图 3.3-4 所示。在液态金属的过热量未散失尽以前为纯液态流动，过热量散失后，冷的前端在型壁上凝固结壳（见图 3.3-4a），而后的金属液是在被加热的光滑管道中流动（见图 3.3-4b），冷却强度下降。由于在凝固结壳的起点处结晶开始较早，断面上结晶完毕也较早，往往在它附近发生堵塞（见图 3.3-4c）。由于流动停止时试样前端仍为液体，故出现有缩孔，如图 3.3-5 所示。

向纯金属中加入合金元素，常常会降低金属的流动性[7]。并随加入量的增加，结晶温度范围不断增大，凝固不再保持平面前沿了，而于凝固初期阶段形成的枝状晶增大了流体流动的阻力，图 3.3-6 为表示这种阻力作用的示意图。在流动性试样上凝固组织为柱状晶。

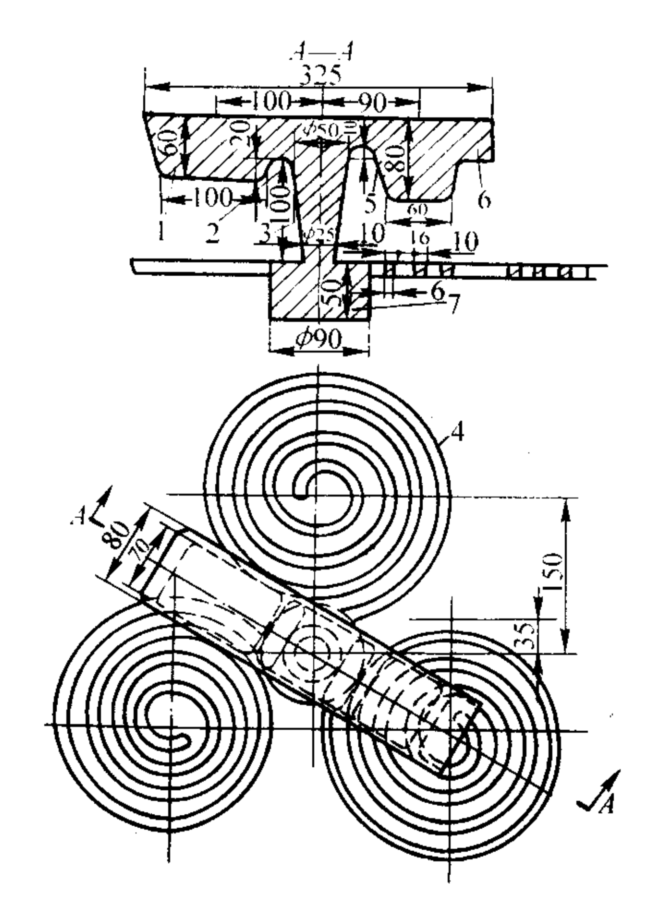


图 3.3-1　螺旋形流动性试样结构示意图
1—浇口杯；2—低坝；3—直浇道；4—螺旋；5—高坝；6—溢流道；7—全压阱

表 3.3-2　一些合金的相对流动性（螺旋形试样，沟道截面 8 mm × 8 mm）

合　金	造型材料	浇注温度/℃	螺旋线长度/mm
铸铁 $w(C+Si)=6.2\%$	砂　型	1 300	1 800
$w(C+Si)=5.9\%$	砂　型	1 300	1 300
$w(C+Si)=5.2\%$	砂　型	1 300	1 000
$w(C+Si)=4.2\%$	砂　型	1 300	600
铸钢 $w(C)=0.4\%$	砂　型	1 600	100
	砂　型	1 640	200
铝硅合金	金属型（300℃）	680 ~ 720	700 ~ 800
镁合金(Mg - Al - Zn)	砂　型	700	400 ~ 600
锡青铜[$w(Sn)=9\% \sim 11\%$，$w(Zn)=2\% \sim 4\%$]	砂　型	1 040	420
硅黄铜[$w(Si)=1.5\% \sim 4.5\%$]	砂　型	1 100	1 000

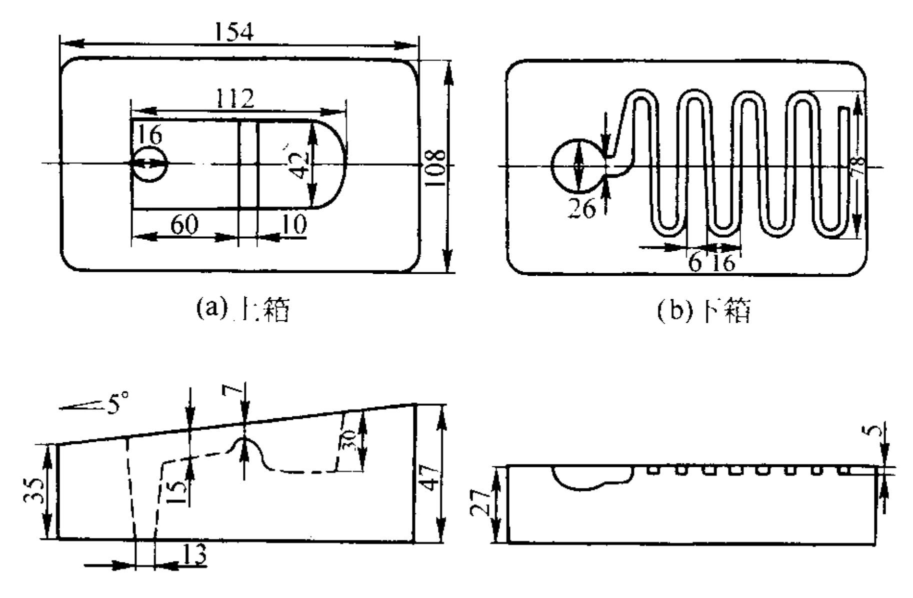


图 3.3-2　弯曲形流动性试样铸型结构示意图

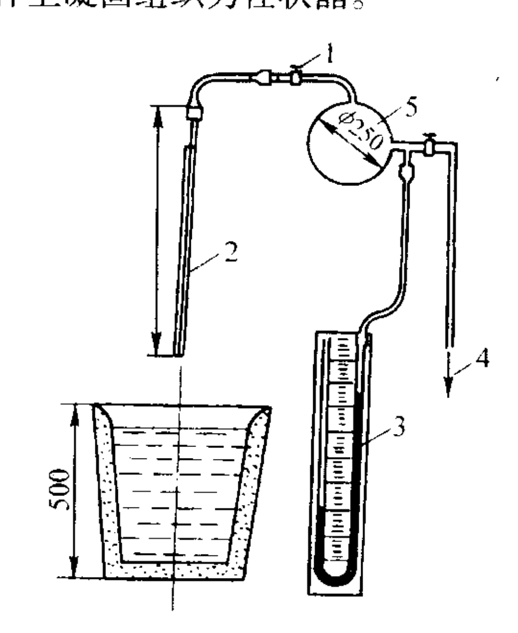


图 3.3-3　真空流动性测试装置示意图
1—石英玻璃管；2—阀；3—真空压力计；4—抽真空系统；5—真空室

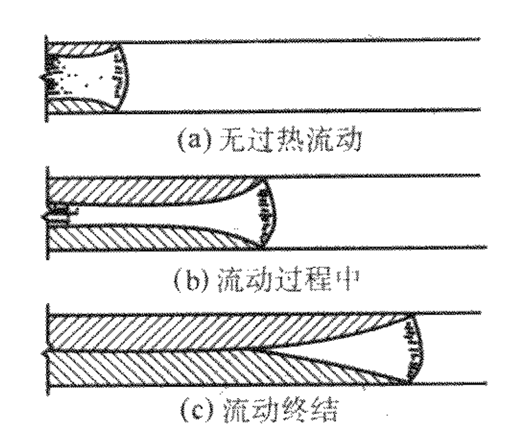


图 3.3-4　纯金属与共晶合金停止流动模型示意图

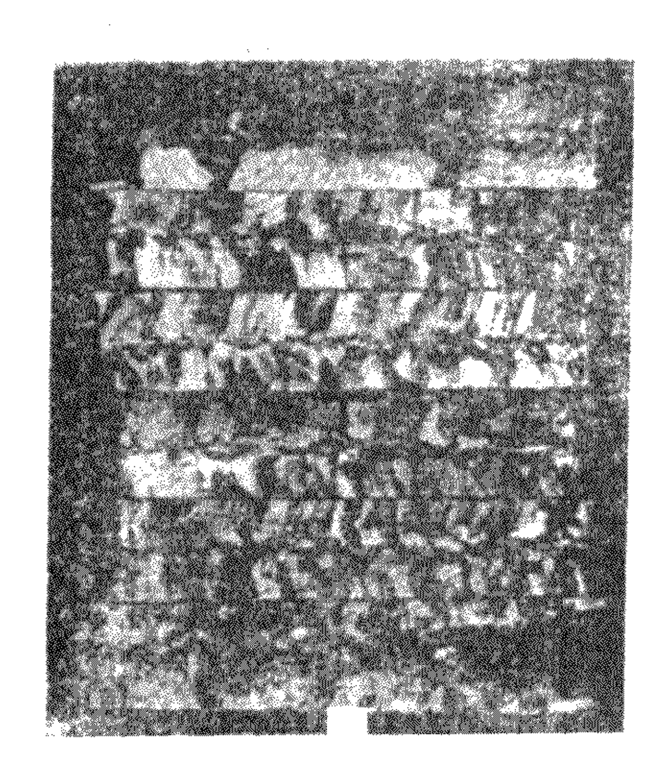


图 3.3-5　纯铝［w（Al）=99.99%］流动性试样的低倍组织
从左向右流动，浇注温度 t_L+83℃

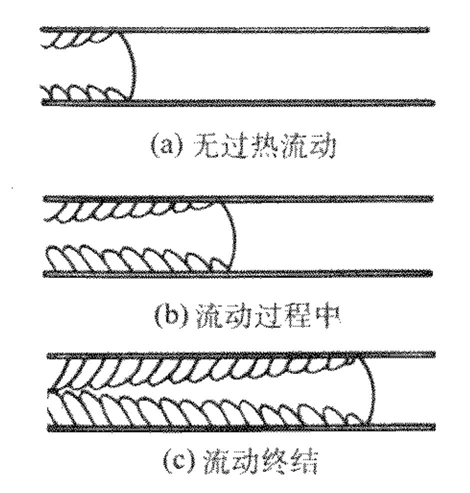


图 3.3-6　稀合金在沟道中的流动及凝固

按此停止流动模型，由于是液流末端之前的某处从型壁向中心生长的晶粒相接触，通道被堵塞而停止流动的，所以，对于这类合金的流动时间 τ 可近似地认为是试样从表面凝固至中心的时间，可由热平衡方程式求出。由此得出液态金属在沟道中的流动长度 L_f

$$L_f = \tau v \frac{\rho r v(H + c\Delta T)}{2h(T_m - T_r)} \tag{3.3-1}$$

式中，ρ 为液态金属密度；r 为沟道半径；v 为金属流速；H 为凝固潜热；c 为液态金属比热容；ΔT 为过热温度；h 为铸型与金属界面换热系数；T_m 为金属熔点；T_r 为室温。

2）晶粒细化的合金或结晶温度范围宽的合金，金属液温度下降到液相线以下时，液流中析出晶体，顺流前进并不断长大。液流前端冷却最快，晶粒数量最多，使金属液黏度增加，流速减慢。当枝晶晶粒达到某一临界数量时，便形成一连续的网络。当液流的压力不能克服此网络的阻力时，即发生堵塞而停止流动，见图 3.3-7。图 3.3-8 为该种合金流动性试样的低倍组织。合金的结晶温度范围越宽，枝晶就越发达，液流前端析出相对较少的固相量，在相对较少的时间内，液态金属便停止流动。试验表明，在液态金属前端析出 15%～20%的固相量时，流动就停止。

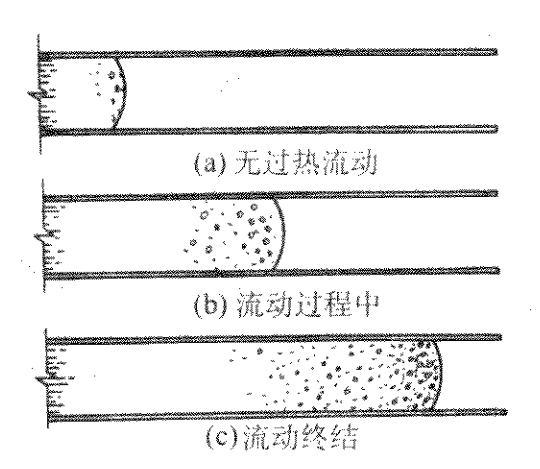


图 3.3-7　细等轴晶或宽结晶温度范围合金的停止流动模型示意图

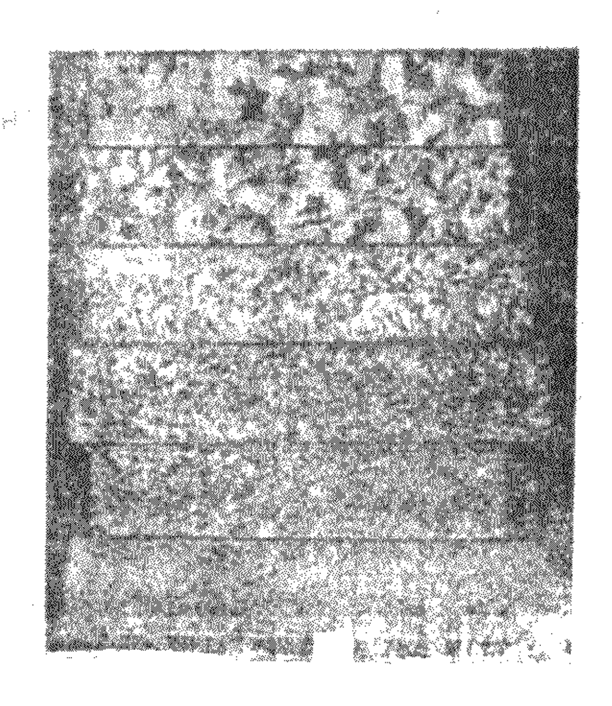


图 3.3-8　细等轴晶或宽结晶温度范围合金［Al-w（Sn）5%］流动性试样的低倍组织
从左向右流动，浇注温度 t_L+83℃

按此流动模型得出的液态金属在沟道中的流动长度 L_f

$$L_f = \tau v = \frac{A\rho v(kH + C\Delta T)}{Sh(T - T_r)}\left(1 + \frac{B}{2}\right) \tag{3.3-2a}$$

$$B = \frac{h\sqrt{\pi\alpha\Delta y}}{\lambda_2\sqrt{v}} \tag{3.3-2b}$$

式中，A 为铸型表面积；k 为临界固相量（无因次百分数）；S 为铸型沟道周长；T 为液态金属温度；λ_2 为铸型热导率；α 为铸型热扩散率，$\alpha=\lambda_2/C_2\rho_2$；$c_2\rho_2$ 为铸型热容；Δy 为阻塞厚度。

3）过共晶 Al-Si 合金在流动过程中，金属液温度下降到液相线以下时，先析出的初生硅相颗粒不能堵塞液流通道，所以，当液流流动几乎停止时，无初生硅相颗粒的液流可以穿过停止流动的颗粒而继续流动，形成一无初生硅相颗粒的 dx 区域，见图 3.3-9。此区域按纯金属模型停止流动。显然，dx 区域前后液流的流速 v_1、v_2 不同。按此模型得出的液态金属在沟道中的流动长度 L_f

$$L_f = [v_1\tau_1] + [v_2\tau_2] = \frac{A\rho v_1(kH_p + C\Delta T)}{Sh(T - T_r)}\left(1 + \frac{B}{2}\right)$$

$$+\frac{\rho r v_2 H_E}{2h(T_E - T_r)} \tag{3.3-3a}$$

$$B=\frac{h\sqrt{\pi a\Delta y}}{\lambda_2\sqrt{v_1}} \tag{3.3-3b}$$

式中，v_1 为 dx 段前液态金属流速；v_2 为 dx 段后液态金属流速；H_p 为初生相凝固潜热；H_E 为共晶相凝固潜热。

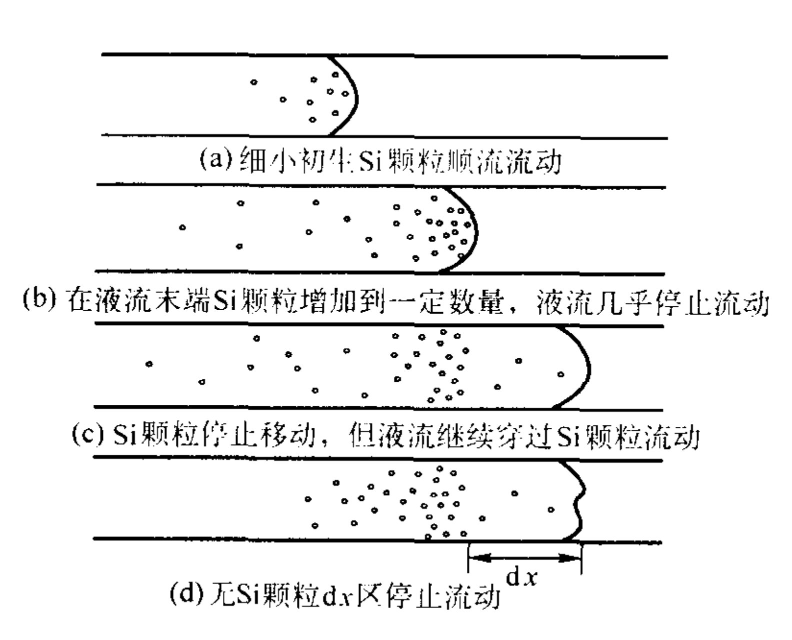


图 3.3-9　过共晶 Al－Si 合金类型停止流动模型示意图

(3) 影响充型能力的因素

1) 金属性质方面　这类因素是内因，决定着金属本身的流动能力——流动性。

① 合金成分　图 3.3-10 为 Pb－Sn 合金和图 3.3-11 为 Fe－C合金流动性与状态图的关系。可以看出，合金的流动性与成分之间存在着一定的规律性。在流动性曲线上，对应着纯金属、共晶合金（和金属间化合物）的地方出现最大值，随结晶温度范围增加流动性下降，且在最大结晶温度范围附近出现最小值。流动性随合金成分的这种变化关系，主要决定于它们的停止流动机理的改变。

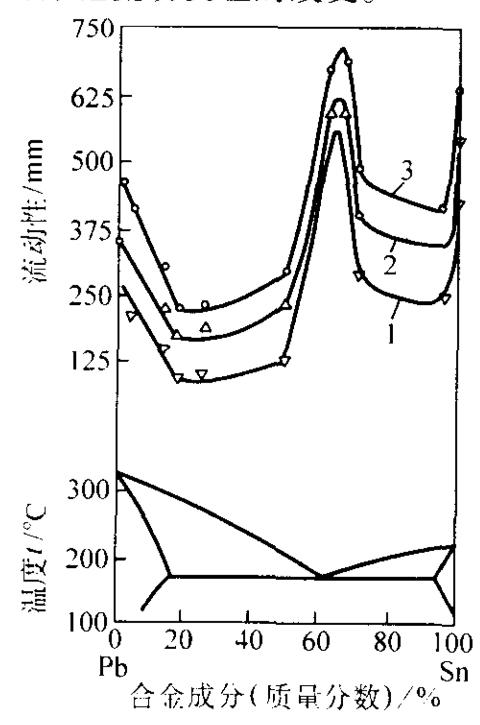


图 3.3-10　Pb－Sn 合金流动性与状态图的关系

1—液相线温 t_L；2—t_L + 25℃；3—t_L + 50℃

图 3.3-12 为铸铁的流动性与含磷量的关系。铸铁中磷量增加，液相线温度下降，铁液黏度下降；由于磷共晶增加，固相线温度也下降，因此，可以提高流动性。对于艺术品铸件，因不承受载荷，只要求轮廓清晰，花纹清楚，要求铁液有很好的充型能力，可适当增加含磷量。

铁液中硅的作用和碳相似，硅量增加，液相线温度下降。因此，在同一浇注温度下，铁液的流动性随硅量增加而提高，如图 3.3-13 所示。

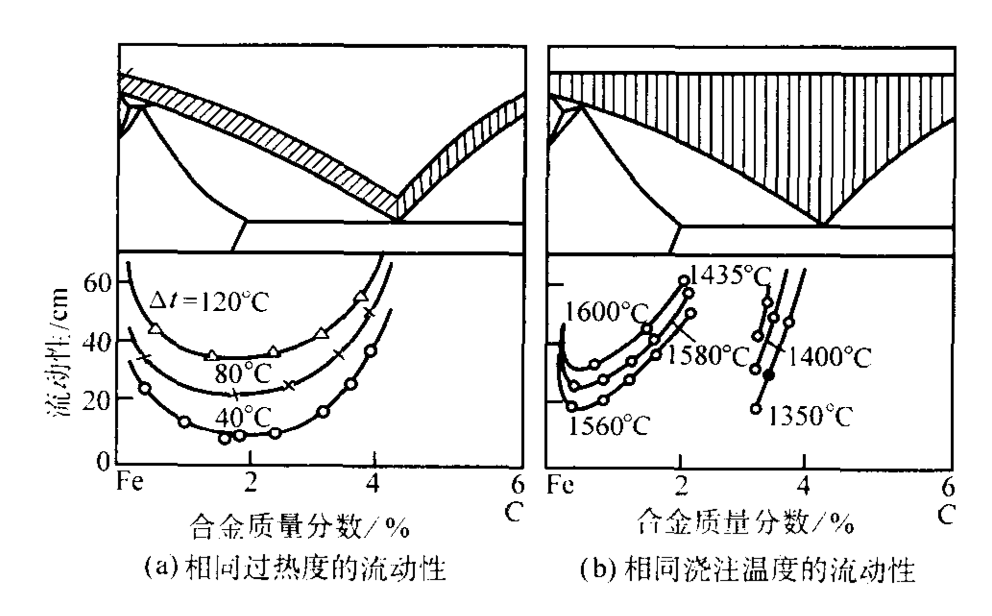


图 3.3-11　Fe－C 合金的流动性与状态图的关系

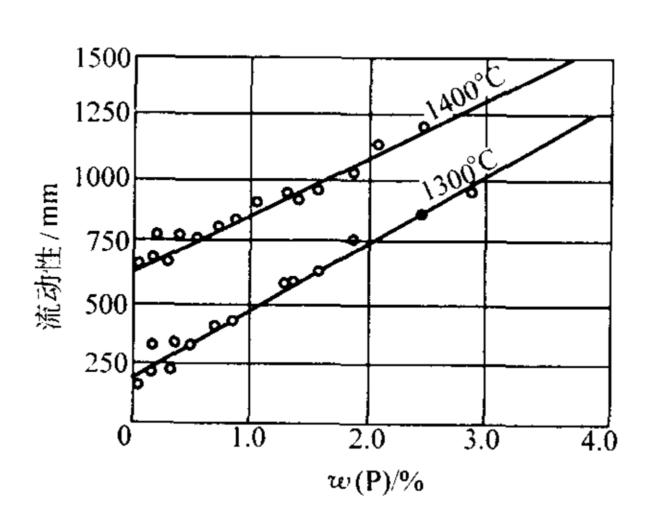


图 3.3-12　铸铁（w（C）＝3%，w（Si）＝2%）的流动性与含磷量的关系

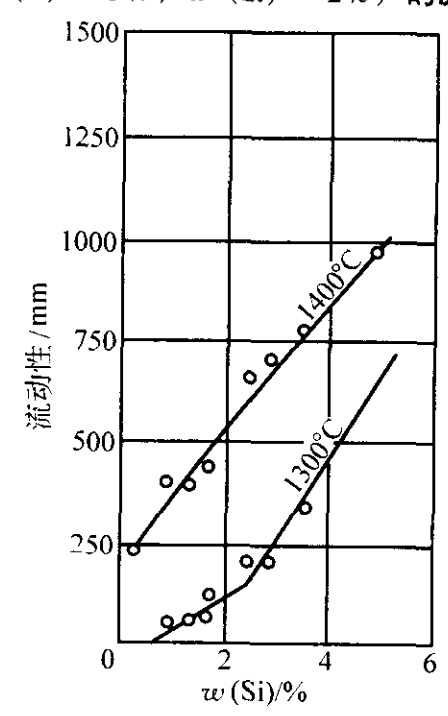


图 3.3-13　铸铁［w（C）＝3%，w（P）＝0.05%］的流动性与硅含量的关系

② 结晶潜热　结晶潜热约占液态金属热含量的 85%～90%，但对不同类型合金流动性的影响是不同的。

对纯金属及共晶合金，结晶潜热的作用能够充分发挥，是提高流动性的重要因素。

对于结晶温度范围较宽的合金，释放一部分（约 20%）潜热后，晶粒就连成网络而阻塞流动，大部分结晶潜热的作用不能发挥，所以对流动性的影响不大。但是，也有例外的情况，当初生晶为非金属，或者合金能在液相线温度以下呈液固混合状态，在不大的压力下流动时，结晶潜热则可充分发挥而提高流动性。例如，在相同过热度下 Al－Si 合金的流动性，在共晶成分处并非最大值，而在过共晶区继续增加（见图 3.3-14），因为初生 β 相是比较规整的块状晶体，且结

晶潜热为 141×10^4 J/kg，比 α 相约大 3 倍。铸铁也有类似情况（石墨的潜热为 383×10^4 J/kg 比铁大 14 倍）。

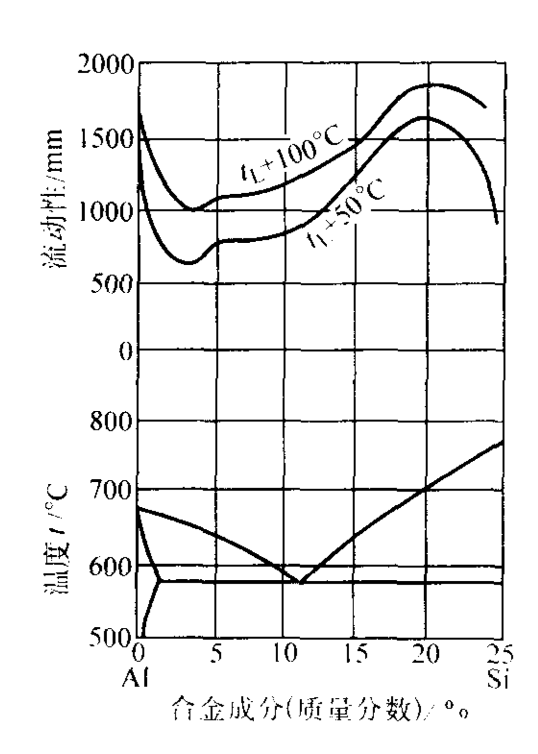


图 3.3-14　Al－Si 合金流动性与成分的关系

③ 金属的比热容、密度和热导率　比热容和密度较大合金，因其本身含有较大的热量，在相同的过热度下，保持液态的时间长，流动性好。热导率小的合金，热量散失慢，且在凝固期间液固并存的两相区小，流动阻力小，故流动性好。

金属中加入合金元素后，一般都使热导率明显下降。但是，有时加入合金元素后使初晶枝晶发达，反而使流动性下降。例如，在 Al 合金中加入少量的 Fe 或 Ni，合金的初晶变为发达的枝晶，出现针状 $FeAl_3$，流动性显著下降。

④ 液态金属的黏度　液态金属的黏度与其成分、温度、夹杂物的含量和状态有关，根据流体力学分析，黏度对层流流速影响较大、对紊流流速影响较小。金属液在浇注系统或试样中的流速，除停止流动前的阶段都大于临界流速，是紊流流动。在这种情况下，黏度对流动性的影响是不明显的。在充型后期很短时间内，由于通道截面积缩小，或由于液流中出现液固混合物，特别是在此时因温度下降而使黏度明显增加时，黏度对流动性才表现出较大的影响。

⑤ 表面张力　造型材料一般不被液态金属润湿，即润湿角 $\theta>90°$，故表面张力形成指向液体内部的附加压力，阻碍液态金属对铸型的充填。型腔越细薄，棱角曲率半径越小，表面张力的影响则越大。为克服附加压力的阻碍，必须在正常的充型压头上增加一个附加压头，对一般的铸件壁厚此附加压头可忽略不计。

⑥ 液态金属的纯净程度　Groteke 提出，增加铝合金的纯净程度可以提高其流动性。对 319 合金液进行旋转喷吹（SNIF）净化处理，该合金液流动性可以提高 20%。有关金属液中气体含量对流动性的影响，目前还是需要进一步研究的问题。

2）铸型性质方面　铸型的阻力影响金属液的充型速度；铸型与金属液的热交换强度影响充型时间。所以，铸型性质方面的因素对充型能力有重要的影响。同时，通过调整铸型性质来改善充型能力也往往能得到较好的效果。

① 铸型的蓄热系数　铸型的蓄热系数 b_2（$b_2=\sqrt{c_2\rho_2\lambda_2}$）表示铸型从相邻金属吸取并储存在本身中热量的能力。$c_2\rho_2$ 为铸型的热容量，λ_2 为铸型的热导率。b_2 越大，铸型的激冷能力就越强，金属液在铸型中保持液态的时间就越短，充型能力下降。表 3.3-3 为几种铸型材料的蓄热系数。

在金属型铸造中，经常采用涂料调整其蓄热系数。如为使金属型浇口和冒口中的金属液缓慢冷却，常在涂料中加入蓄热系数很小的材料。

在砂型铸造中，利用烟黑涂料解决大型薄壁铝镁合金铸件的成形问题，已在生产中收到效果。砂型的 b_2 与造型材料性质、型砂成分及砂型的紧实度等因素有关。

表 3.3-3　几种铸型材料的蓄热系数

材　料	温　度 t/℃	密　度 ρ_2/g·cm^{-3}	比热容 c_2/J·(kg·K)$^{-1}$	热导率 λ_2/W·(m·K)$^{-1}$	蓄热系数 b_2/J·(cm^2·K·s$^{1/2}$)$^{-1}$
铜	20	8.93	385.2	392	3.67
铸铁	20	7.20	669.9	37.2	1.34
铸钢	20	7.85	460.5	46.5	1.3
人造石墨		1.56	1 356.5	112.8	1.55
镁砂	1 000	3.10	1 088.6	3.5	0.344
铁屑	20	3.00	1 046.7	2.44	0.28
黏土型砂	20	1.70	837.4	0.84	0.11
黏土型砂	900	1.50	1 172.3	1.63	0.17
干砂（50/100 筛号）	900	1.70	1 256	0.58	0.11
湿砂（50/100 筛号）	20	1.80	2 302.7	1.28	0.23
耐火黏土	500	1.845	1 088.6	1.05	0.145
锯末	20	0.30	1 674.7	0.174	0.029 6
烟黑	500	0.20	837.4	0.035	0.007 6

② 铸型的温度　预热铸型能减小金属与铸型的温差，从而提高其充型能力。这经常采用在金属型铸造中。在熔模铸造中，为得到清晰的铸件轮廓，可将型壳焙烧到 800℃以上进行浇注。

③ 铸型中的气体　铸型具有一定的发气能力，能在金属液与铸型之间形成气膜，可减少流动的摩擦阻力，有利于

充型。湿型比干型发气量大，所以流动性好。铸型中的气体高于某值时，型腔中的气体反压力增大，充型能力下降。

3）浇注条件方面

① 浇注温度 浇注温度对液态金属的充型能力有决定性的影响。浇注温度越高，充型能力越好（见图3.3-15）。在一定温度范围内，充型能力随浇注温度的提高而直线上升，超过某界线后，由于吸气多，氧化严重，充型能力的提高幅度减少。但是，随着浇注温度的提高，铸件一次结晶组织粗大，并容易产生缩孔、缩松、裂纹等缺陷。在生产实践中必须综合考虑。

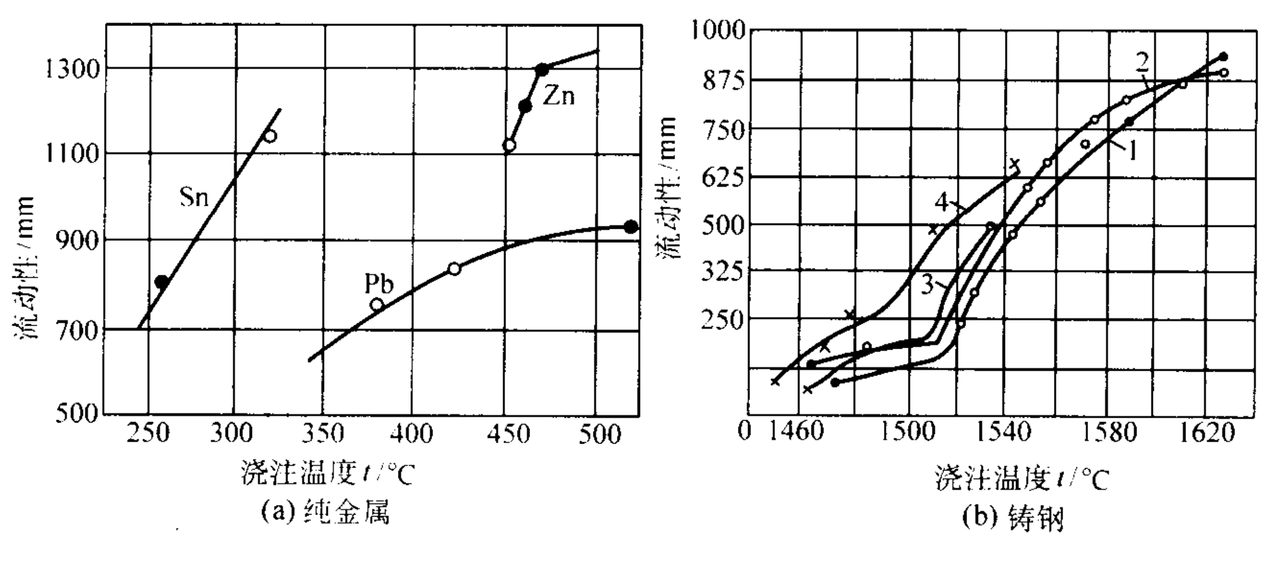


图 3.3-15 液态金属流动性与温度的关系

1—w（C）=0.2%，w（Mn）=0.29%，w（Si）=0.61%；2—w（C）=0.3%，w（Mn）=0.26%，w（Si）=0.56%；
3—w（C）=0.39%，w（Mn）=0.32%，w（Si）=0.80%；4—w（C）=0.72%，w（Mn）=0.32%，w（Si）=0.67%

② 充型压头 液态金属在流动方向上所受的压力越大，充型能力就越好。在生产中，经常采用增加金属液静压头的工艺措施来提高充型能力。外加压力如压铸、低压铸造、真空吸铸等使充型能力明显提高。

金属液充型速度过高时，不仅会发生湍流和飞溅现象，使金属液氧化吸气，而且型腔中气体来不及排出，反压力增加，还造成浇不到或冷隔缺陷。

③ 浇注系统的结构 浇注系统的结构越复杂，流动阻力越大，在静压头相同的情况下，充型能力越低。

生产实践中，为了金属液流动平稳，经常采用比较复杂的浇注系统结构。

4）铸件结构方面 衡量铸件结构特点的因素是铸件的折算厚度和复杂程度，这些决定着铸型型腔的结构特点。

① 折算厚度 如果铸件的体积相同，在同样的浇注条件下，折算厚度大的铸件，由于它与铸型的接触面积相对较小，热量散失较慢，则充型能力提高。铸件的壁越薄，其折算厚度就越小，就不容易被充满。

铸件壁厚相同时，在铸型中水平壁和垂直壁相比较，垂直壁容易被充满。因此，对薄壁铸件应正确选择浇注位置。

② 铸件的复杂程度 铸件结构复杂，则铸型型腔结构复杂，流动阻力大，铸型的充填就困难。

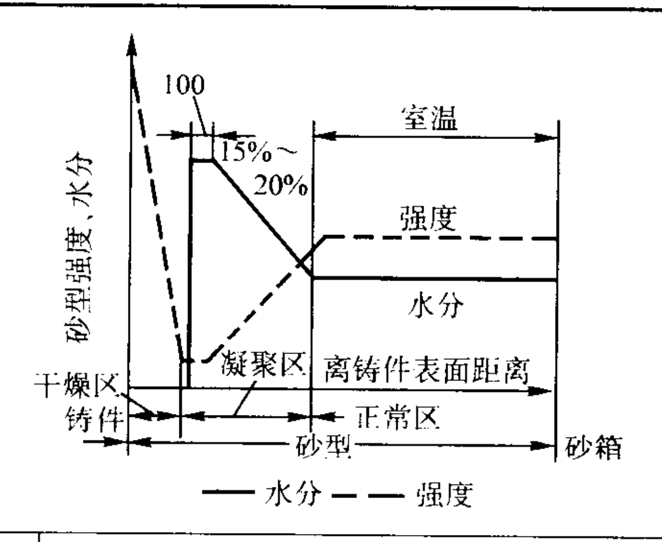
2 液态金属与铸型的相互作用

液态金属在充型和凝固过程中，与铸型发生热的、物理的、化学的和机械的作用。由于这些作用，铸件可能产生夹砂、砂眼、气孔、粘砂、表面氧化或脱碳等铸造缺陷。

2.1 热作用

1）铸型水分迁移和强度变化 砂型表面层中的水分受热蒸发后，在砂型内层的孔隙中凝结，并由温度高处向温度低处移动，铸型强度随之发生变化（见表3.3-4）。

表 3.3-4 浇注时湿型中水分迁移和强度变化



干 燥 区	凝 聚 区	正 常 区
表面层在金属液灼烤的热作用下，水分迅速汽化，产生大量水蒸气，一部分逸出砂型外，一部分通过砂型孔隙向内层迁移。未汽化的水在水蒸气和毛细压力作用下也向内层移动，此区称为干燥区，若表层受热至600℃左右，硅砂膨胀，产生较大的膨胀应力	由于该区温度较低，水蒸气凝结，水分达到正常区的二倍左右，强度很低，由于水的汽化潜热作用，该区温度上升至100℃左右。为了与正常状态的湿强度相区别，称凝聚区的湿强度为"热湿强度"	未受到金属液的热作用，水分含量与浇注前基本相同

2）铸型产生的膨胀和应力　铸型被加热时的膨胀和应力不仅与铸型本身的材质、加入的黏结剂和附加物的种类有关，同时与加热温度、加热速度以及膨胀时的外界条件等因素有关。当砂型表面层受热膨胀而产生的热应力超过水分凝聚区的热湿强度时，砂型表层拱起开裂，是铸件造成夹砂的主要原因。

2.2　物理、化学作用

液态金属与铸型之间的物理化学作用表现为：铸型中水分蒸发和有机物烧失，碳酸盐分解而产生大量的气体；金属液渗入铸型表面空隙；以及金属液与铸型材料在高温下发生化学反应而形成低熔点的化合物等。这些作用使铸件产生气孔、粘砂以及铸件表面氧化或脱碳等缺陷。

2.3　机械作用

型腔表面砂粒或涂料层在流动的液态金属摩擦或动压力作用下脱落，此种散落物如留在铸件中，则造成砂眼、渣气孔、多肉等缺陷。

为防止冲砂，除提高型砂表面强度外，应合理设计浇注系统。

3　凝固过程中的液态金属流动

3.1　凝固过程中的流体流动分类

凝固过程中流体流动主要包括动量对流、自然对流、强迫对流及亚传输过程引起的对流。

（1）动量对流

生产实践及研究证明，液态金属经常以湍流形式流动（*Re* 高达 20 000），一般说来，由于注流动量所引起的对流要在凝固进行很长一段时间后才会消失。设尺寸大小为 L 的局部涡流消散时间 $t_e \approx L^2 2/\nu$，ν 为动力学黏度。对于连续铸造，由于浇注和凝固始终是同时进行的，因而这种注流动量引起的对流将不断地影响凝固过程。

（2）自然对流

凝固过程的自然对流包括浮力流和凝固收缩引起的流动。浮力流是最基本最普遍的对流方式，它是由于凝固过程中的溶质再分配、传热和传质引起液相密度的不均匀造成的，称为双扩散对流。其中密度小的液相上浮，密度大的液相下沉。图 3.3-16 表示垂直凝固界面前对流条件与方式。图 3.3-17 表示水平凝固界面前的液相对流条件与方式。如果液相密度自下而上逐渐减小，则液相是稳定的，不会产生明显的液相流动。反之，如果液相密度自下而上逐渐增大，则液相是不稳定的，将形成图 3.3-17d 所示的对流胞。凝固收缩引起的对流主要发生在枝晶间。

（3）强迫对流

在凝固过程中可以通过各种方式驱动液体流动，对凝固组织形态及传热、传质条件进行控制。这些流动方式通常是与一定的铸造和凝固技术相关的，通常采用的技术包括：

1）电磁场搅拌驱动液体的流动；

2）凝固过程中的固相转动，如提拉法晶体生长过程中的晶体旋转技术；

3）液相旋转，如提拉法和 Bridgman 法凝固过程中的坩埚加速旋转技术；

4）液相的机械搅拌；

5）凝固过程的铸型振动；

6）外加电场引起的溶质的电传输，导致液体的流动；

7）液相中气相上浮引起的对流。

（4）亚传输过程引起的流动

亚传输过程引起的流动主要包括：

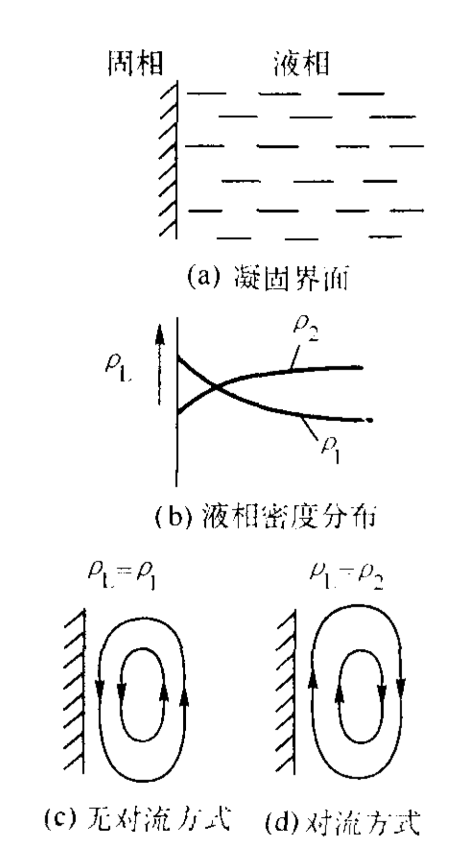


图 3.3-16　垂直凝固界面前对流条件与方式
ρ_L—液相密度；ρ_1，ρ_2—密度分布方式

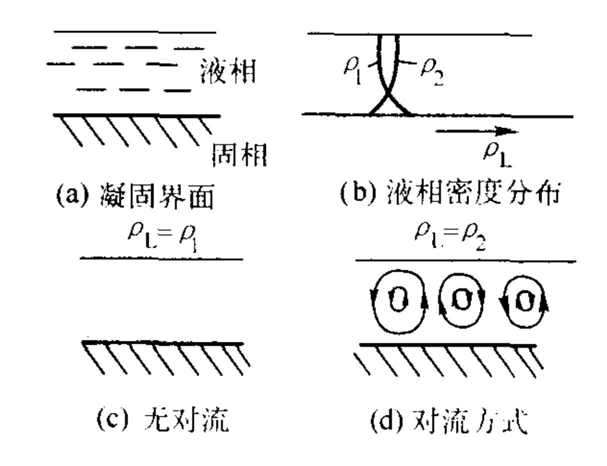


图 3.3-17　水平凝固界面前对流条件与方式
ρ_L—液相密度；ρ_1，ρ_2—密度分布方式

1）凝固界面上原子和分子的扩散产生的结晶流（crystallization flow），又称界面流；

2）液相温度梯度导致的 Soret 效应产生的流动；

3）液－气界面温度梯度或溶质质量分数梯度引起界面张力非均匀分布产生的 Marangoni 对流。该对流是微重力条件下的主要对流方式。

3.2　凝固过程液相区流体流动

凝固过程液相区内液体流动研究的基本方程仍然是通用的流体力学三大方程，即动量方程、能量方程和连续方程。其边界条件和初始条件也不难确定。需要注意的是有关物理参数随温度的变化。对于合金系，这些物理参数也是溶质质量分数的函数。因此，对凝固过程液相流动的研究往往不能孤立地研究流场，而需要考虑流场与传热及传质过程的偶合。凝固过程中的对流可以进行解析研究的情况是极其罕见的，需要采用数值计算方法。凝固过程液体的流动通常都是非稳态的，在凝固过程极其缓慢的情况下可以近似地采用稳态的假设。

（1）凝固过程液相区自然对流强度

在凝固过程液相区流体流动主要是温差和溶质浓度差造成的自然对流，其对流强度分别由无量纲的温度格拉索夫数和溶质格拉索夫数度量：

$$G_T = \frac{g\beta_T L^3 \Delta T}{\nu^2} \tag{3.3-4}$$

$$G_C = \frac{g\beta_C L^3 \Delta C}{\nu^2} \quad (3.3\text{-}5)$$

式中，g 为重力加速度；ΔT，ΔC 为分别为温度差，溶质浓度差；β_T、β_C 为分别由温度、溶质分数引起的体积膨胀系数；L 为水平方向上热端与冷端距离的一半；v 为运动黏度。

（2）液相区流动对传热和传质过程的影响

1）在传热方面 液体金属流动的宏观作用在于加速液态金属过热热量的散失，从而使全部液态金属几乎在浇注后的瞬间很快从浇注温度下降到凝固温度。这样使得游离晶在液态金属内漂移过程中得以残存而不致被熔化掉。在微观作用方面，由于液态金属的流动基本上是紊流，因此，伴随着流动的进行，在液态金属内部还会引起强烈的温度波动。Cole、Winegard 以及 Flemings 等都曾测出了液态金属的温度波动。并指出，液态金属内对流越强，相应的局部区域温度波动也越大。这种局部区域的温度波动对已凝固层晶体的脱落、分枝的熔断以及晶体的增殖等晶粒游离现象具有极大的影响。

2）在传质方面 液态金属流动加速了流体宏观成分的均匀，但却导致流体内部微观成分的波动。同时，也能改变凝固界面前沿的溶质分布状态。

（3）液相区对流对凝固组织的影响

液相流动将改变凝固界面前的温度场和溶质浓度场，从而对凝固组织形态产生影响。当凝固以枝晶状方式进行时，枝晶顺序凝固界面在平行于凝固界面的流速较小的液流作用下，将发生枝晶间距的增大和迎流偏转（见图 3.3-18）。随着液流速度 v 的增大，偏转角度也增大。当偏转角度达到一定值时，原来的一次主轴无法突出生长，而在背流侧形成新的主轴，并与原来的一次轴竞相生长，获得一种特殊的凝固组织，即穗状晶（见图 3.3-19）。

强烈的对流还可能导致枝晶的断裂，造成液相中等轴晶的形成。大量的枝晶断裂可使晶粒得到细化。

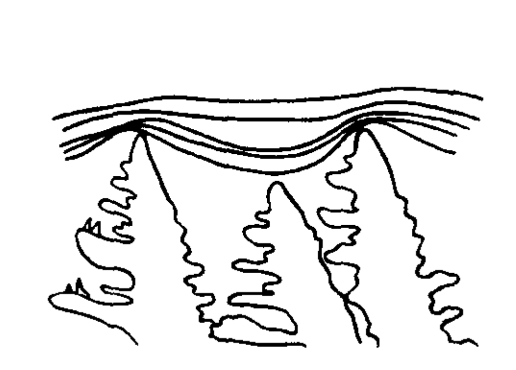


图 3.3-18 液相流动引起的枝晶迎流生长

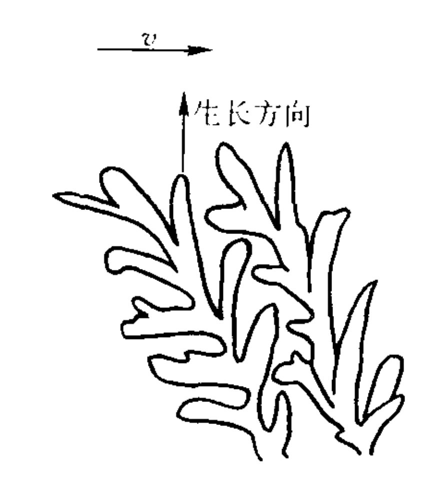


图 3.3-19 液相流动引起"穗状晶"的形成

3.3 枝晶凝固过程两相区中的液体流动

枝晶间的液相密度不均匀产生的浮力流以及凝固收缩引起的补缩液流是凝固过程中两相区内液相流动的主要形式。枝晶间的距离一般在 10 μm，从流动力学的观点来看，可将枝晶间的液体流动作为多孔性介质中流动处理。但要考虑到液体的流量随时间而减少；而且还要考虑到固、液两相密度不同以及温度不断降低的影响。因此，液态金属在枝晶间的流动远比流体在多孔性介质中流动复杂得多。

流体通过多孔性介质的速度一般用达西（Darcy）定律来表示：

$$v = -\frac{k}{\eta_L f_L}(\nabla p + \rho_L g) \quad (3.3\text{-}6)$$

式中，v 为液相流速（向量）；k 为液相渗透系数；p 为压力；g 为加速度（向量）；η_L 为动力黏度；f_L 为液相体积分数；ρ_L 为液相密度。

达西定律反映了压力场与流场的关系，其中压力包括液态金属的静压力，凝固收缩产生的抽吸力以及其他外加力场的作用力。在实际应用中通常将式（3.3-6）中的各个向量沿坐标轴分解，并对各速度分量分别求解。其中需要解决的主要问题是液相体积分数 f_L、压力梯度 ∇p 及渗透系数 k 的计算。渗透系数 k 决定于介质流孔大小和几何形状，当 k 不决定于取向时，在这一特殊情况下它是一个无向量，这是我们经常考虑的情况。由于 k 取决于孔隙的大小，因而它必然取决于液相的体积分数。类似于其他多孔介质中的流动问题，提出了下列近似关系式：

$$k = \gamma_1 f_L^2 \quad (3.3\text{-}7)$$

式中，γ_1 为为实验常数，它取决于枝晶结构和枝晶间距。

Takahashi 等的研究发现，当 $f_L > 0.245$ 时，k 按式（3.3-7）计算，实验常数为 γ_1；而当 $f_L < 0.245$ 时，

$$k = \gamma_2 f_L^6 \quad (3.3\text{-}8)$$

式中实验常数为 γ_2。

式（3.3-8）表明，在凝固后期，当固相分数较大时，渗透系数 k 随液相体积分数的减小而迅速减少。

枝晶间液体流动对铸件凝固过程中宏观偏析的影响在后面章节中讨论。

现举一个应用上面关系式的实例。分析一简单断面的薄板状铸件，以糊状方式凝固时的流体流动和孔隙形成情况，如图 3.3-20 所示。铸型为金属型，传热过程为金属与铸型界面热阻控制类型，这样铸件内的温度梯度可以忽略不计，因而在任何时间整个铸件内的固相体积分数是均匀的，如图中所看到的。为了抵消凝固收缩，必然会有流体在枝晶间自右向左的流动。如果这种流动阻力过大时，则会产生微观孔隙。可以说这是一种简单的定量分析孔隙形成问题的方法。按上述铸型条件，液相体积分数 f_L 随时间的变化为一常数

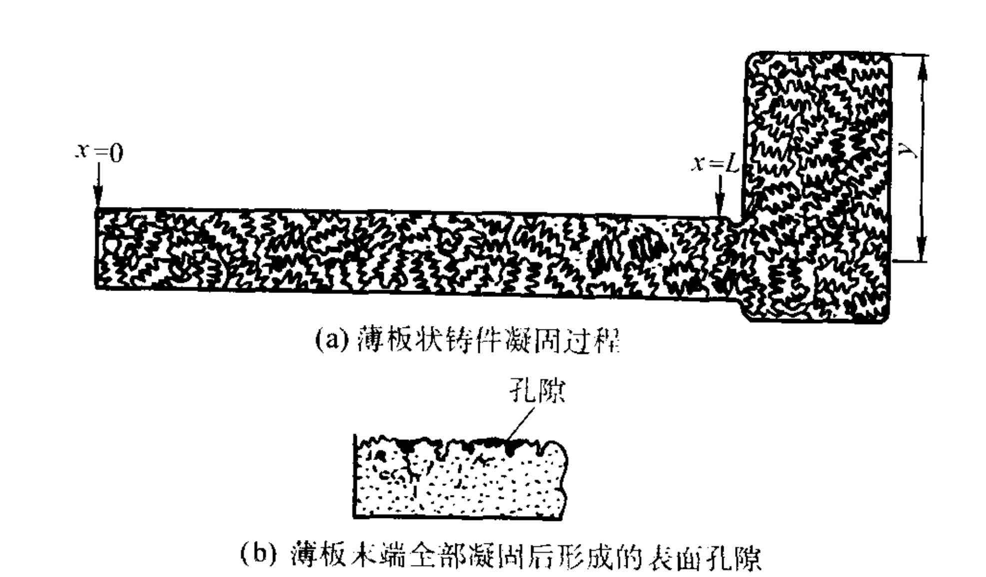


图 3.3-20 在一端加冒口具有较宽凝固区间的合金薄板状铸件中孔隙形成的示意图

a，根据体积单元内质量守恒条件，可以推导出下式：

$$\frac{\partial}{\partial x}(f_L v_x)=\frac{\beta}{1-\beta}a \tag{3.3-9}$$

$$v_x=-\frac{\beta}{1-\beta}\frac{ax}{f_L} \tag{3.3-10}$$

式中，v_x 为沿 x 方向液体流动速度；β 为凝固收缩系数，$\beta=(\rho_S-\rho_L)/\rho_S$。将式（3.3-10）代入式（3.3-6）后积分，可得 x 处压力为

$$p=p_0-\frac{\beta}{1-\beta}\times\frac{a\eta}{2\gamma f_L^2}(L^2-x^2)+\rho_L gY \tag{3.3-11}$$

式中，p_0 为大气压力；g 为重力加速度；Y 为金属静压头（冒口高度）。

式（3.3-11）中右边第二项表示流动的压降，当液相体积分数低时它可以达到很高的数值。右边第三项为正值，它表示冒口中的液态金属的压头。当 x 处压力为

$$p\leqslant p_0-\frac{2\sigma_L}{r} \tag{3.3-12}$$

式中，σ_L 为液态金属的表面张力；，r 为表面空隙半径。

此时铸件表面收缩将形成表面孔隙。在砂型、金属型和压力铸造中经常产生按上述规律形成的表面孔隙。用肉眼观察，似乎是粗糙的表面，如果在低倍下观察则会看到小的孔洞，而且这种孔洞还勾画出枝晶的轮廓。

编写：周彼德（哈尔滨工业大学）

第 4 章　液态金属的凝固

凝固是指从液态向固态转变的相变过程，广泛存在于自然界和工程技术领域。从水的结冰到火山熔岩的固化，从冶金工业生产的铸锭到机械工业领域制取的铸件，以及微晶、非晶材料的快速凝固，半导体及各种功能晶体的液相生长，均属凝固过程。

近几十年来，人们对金属凝固过程中发生的传热、传质及对流现象有了比较充分的认识，这样人们在传热、传质、对流及热力学、动力学的基础上建立起的凝固过程模型可对凝固组织与缺陷（宏观及微观凝固组织、强化相分布、相结构、组织及化学均匀性、缩松、夹杂、裂纹等）、结晶状态（非晶、微晶、纳米晶等）及晶体结构缺陷（孪晶、位错、点缺陷等）作出预测。这些理论模型又不断通过实践加以修正和完善。同时，人们可根据对组织和缺陷控制的需要，改变传热、传质条件或施加各种物理场（微重力场、超重力场、电场、磁场等）或通过化学方法控制热力学平衡和动力学过程，对凝固进行控制，以期得到最理想的组织和最低程度的缺陷，最终获得形状完整，并具有一定力学、化学及物理性能的产品。

虽然凝固过程的研究对象是单一的，即液 - 固相变过程，但研究对象的尺度变化使得凝固过程的控制因素和环节具有本质的差别。小尺寸铸件在金属型中的快速凝固过程是在数秒甚至更短时间内完成的，溶质的扩散和自然对流的作用将不明显，导热成为凝固过程的控制环节。而对于数十吨乃至上百吨的大型铸件或铸锭，凝固过程将持续数十至上百小时，凝固过程的对流将成为影响铸件质量的重要因素。合金元素的宏观偏析也成为凝固过程研究与控制的主要问题。

凝固过程的冷却速率是标志凝固条件的主要指标。不同凝固条件下的冷却速率变化范围达十几个数量级。大型铸锭的冷却速率约为 $10^{-3} \sim 10^{-2}$ ℃/s，普通铸件随尺寸和冷却条件的不同，冷却速率在 $10^{-3} \sim 10^{2}$ ℃/s 的范围变化。普通雾化工艺生产金属粉末过程的冷却速率约为 10^{3} ℃/s。粉末材料快速凝固过程的冷却速率达到 10^{4} ℃/s 的数量级。雾化沉积、单辊法和激光表面重熔等快速凝固过程的冷却速率可高达 $10^{6} \sim 10^{9}$ ℃/s。在不同的冷却速率范围内凝固过程的主要矛盾发生变化，凝固过程的研究内容也将随之变化。

由此可见，凝固过程研究所覆盖的范围非常广泛，很难找到一个统一的理论模型。从而凝固过程的理论研究和工艺过程控制产生了许多分枝，并且均得到很大发展。

本章主要是说明凝固过程的基本原理，即凝固和相图的关系、晶体的形核及长大、凝固过程中基本的传热及传质现象（对流已在第 3 章中述及）；单相凝固、共晶凝固、偏晶凝固及包晶凝固的基本规律。

1　凝固过程的基本原理

1.1　相图与凝固

（1）二元合金的凝固类型

工程用金属材料通常都是多组元的，在凝固过程中各组元或以单质，或以固溶体，或以化合物形式析出。二元合金的凝固是研究凝固过程基本原理的基础。多元系的凝固通常可用二元系的凝固特征加以分析，而单组元（纯金属）的凝固则可用二元系在溶质含量趋于零的情况下处理。因此，对凝固过程基本原理的研究常以二元系为对象。所有二元系相图都是由图 3.4-1 所示的共晶、偏晶、包晶及固溶体四种基本相图构成的。图中的 A 和 B 可以是纯物质，也可以是化合物。由图 3.4-1 可以看出，除具有特殊成分的合金（如图 3.4-1a 中的共晶成分点 L_E，图 3.4-1b 中的偏晶成分点 L_m 外），其他成分的合金在开始凝固时仅有一个固相在液相析出，具有单相合金的凝固特征。因而，单相合金的凝固是最典型普遍的凝固类型。尽管许多单相合金在凝固后期也可能发生多相凝固，但凝固初期的单相凝固类型是决定最终凝固组织的关键。

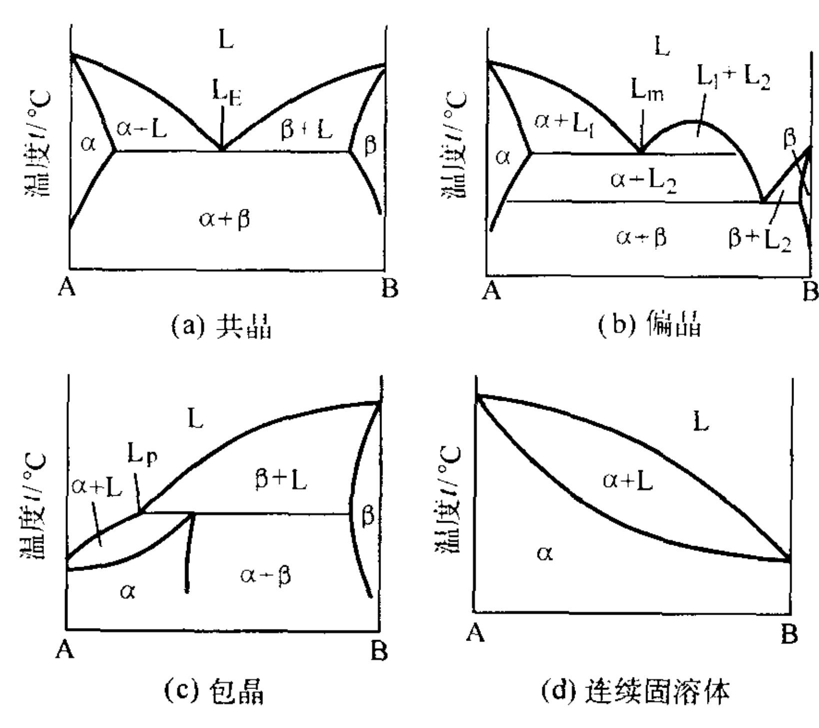


图 3.4-1　四种基本二元相图

最常见的多相合金凝固是共晶凝固。具有共晶成分的液相 L_E 在凝固过程中同时有两个固相（α 相和 β 相）析出，即

$$L_E \rightarrow \alpha + \beta \qquad (3.4\text{-}1)$$

偏晶凝固与共晶凝固相似，但析出相中有一相为液相，即由液相 L 析出 α 及 L_2

$$L \rightarrow \alpha + L_2 \qquad (3.4\text{-}2)$$

包晶凝固则是液相 L_p 和另一固相 β 反应生成一个新的固相 α，如图 3.4-1c 所示。

$$L_p + \beta \rightarrow \alpha \qquad (3.4\text{-}3)$$

共晶、偏晶及包晶转变是在恒定温度下进行的。单相合金的凝固由于析出相的成分不同于原始液相，在凝固过程中固相和液相的成分分别沿相图的固相线和液相线变化，凝固温度也沿液相线由高温向低温变化。如果液相成分和温度达到多相反应点时凝固过程尚未结束，则剩余液相将发生多相凝固。其中多相凝固组织所占的比例取决于合金的初始成分和凝固条件。

（2）二元合金凝固过程的溶质再分配

在二元合金凝固过程中，由于各组元在液相和固相中化学位的变化，析出固相的成分将不同于周围的液相，因而固相的析出将导致周围液相成分的变化并在液相和固相内造成成分梯度，从而引起扩散现象，发生溶质的再分配。溶质的再分配是凝固过程的重要伴随现象，对凝固组织有着决定性的影响。正是 20 世纪 50 ~ 60 年代以来对凝固过程溶质再分配现象的发现和研究，推动了现代凝固理论的形成和发展。

描述凝固过程溶质再分配的关键参数是溶质分配系数 k。k 定义为凝固过程固相溶质质量分数 C_S 与液相溶质质量分数 C_L 之比。

$$k=\frac{C_S}{C_L} \tag{3.4-4}$$

在平衡凝固过程中，固相和液相中的溶质质量分数是由相图的固相线和液相线确定的。实际上这也是建立相图的物理基础。

由相图仅能确定平衡凝固条件下的溶质分配系数。然而，平衡凝固的情况是极少见的。对应于平衡凝固、近平衡凝固和非平衡凝固，对溶质分配系数的研究也包含着三个层次，即平衡溶质分配系数 k_0、有效溶质分配系数 k_e 和非平衡溶质分配系数（实际溶质分配系数）k_a。

凝固过程溶质分配的平衡条件包含两方面的内容，即凝固界面上溶质迁移的平衡及固相和液相内部扩散的平衡。随着凝固速率的变化可出现图 3.4-2 所示的三种溶质分配情况。

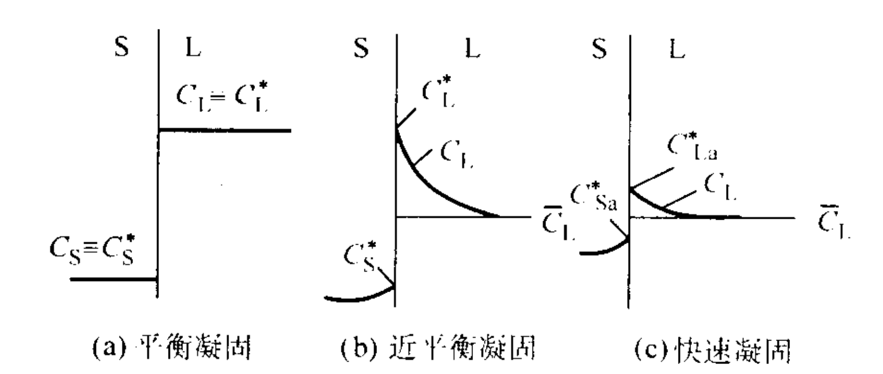


图 3.4-2 三种凝固条件下凝固界面附近的溶质分配情况

C_S—固相溶质质量分数；C_L—液相溶质质量分数；
C_S^*—平衡凝固条件下界面上固相一侧的溶质质量分数；
C_L^*—平衡凝固条件下界面上液相一侧的溶质质量分数；
C_{Sa}^*—非平衡凝固条件下界面上固相一侧的溶质质量分数；
C_{La}^*—非平衡凝固条件下界面上液相一侧的溶质质量分数；
L—液相；S—固相；* 表示在固液界面上的值

1）平衡溶质分配系数 k_0　在极其缓慢的凝固过程中，凝固界面附近的溶质迁移及固、液相内的溶质扩散均是充分的，如图 3.4-2 a 所示。这一过程称平衡凝固。在平衡凝固条件下，固相的溶质质量分数与液相溶质质量分数之比定义为平衡溶质分配系数 k_0。

平衡溶质分配系数可在热力学范畴内根据热力学平衡条件确定。在热力学平衡条件下，液相化学位应与固相化学位相等。如果忽略压力和界面张力的影响，可得到平衡溶质分配系数的表达式为

$$k_0=\frac{f^L}{f^S}\exp\left(\frac{\mu_0^L(p_0,T)-\mu_0^S(p_0,T)}{R_g T}\right) \tag{3.4-5}$$

式中，f^L、f^S 为溶质在液相和固相中的活度系数，是温度的函数；μ_0^L（p_0，T）、μ_0^S（p_0，T）分别为溶质元素在液相和固相中的标准化学位；R_g 为气体常数；p_0 为标准大气压；T 为热力学温度。

平衡溶质分配系数存在以下影响因素。

① 温度与合金成分　由式（3.4-5）可以看出，k_0 与温度有关，而凝固温度与合金成分的关系由相图的液相线确定。因此，k_0 通常并不是常数，而是溶质质量分数的函数。但在很多情况下 k_0 可作为常数处理，以便于进行理论分析。

② 凝固界面曲率　由式（3.4-5）定义的平衡溶质分配系数只适用于平面凝固界面，没有考虑凝固界面的曲率效应。在弯曲界面附近由于界面张力的作用，热力学平衡条件将发生变化，平衡溶质分配系数将偏离平面凝固界面条件下的值。通过在平衡条件中加入界面张力相，可以求出弯曲凝固界面前的平衡溶质分配系数 k_0' 为

$$k_0'=k_0\left[1-\frac{2V_S^B\sigma\kappa}{R_g T_M^A}\right] \tag{3.4-6}$$

式中，V_S^B 为溶质原子在固相中的偏摩尔体积；κ 为曲率；σ 为界面张力；T_M^A 为纯溶剂的熔点。

分析发现，仅当曲率半径小于 10^{-6} cm 时，k_0' 与 k_0 才会有明显差别。在普通铸件凝固中，枝晶尖端的半径在 $10^{-4}\sim10^{-3}$ cm 范围内，因而曲率效应可以忽略。但在快速凝固过程中曲率效应的影响是明显的。

③ 压力　通常所用的 k_0 是标准大气压下的平衡溶质分配系数，压力升高时需要在平衡条件中加入压力相，从而求出高压下的平衡溶质分配系数 k_0'' 为

$$k_0''=k_0\left[1-\frac{\Delta\overline{V}^B\Delta p}{R_g T_M^A}\right] \tag{3.4-7}$$

式中，$\Delta\overline{V}^B$ 为溶质原子在凝固过程中偏摩尔体积的变化；Δp 为实际压力与标准大气压之差。

通常当 $\Delta P\geqslant10$ MPa 时，k_0'' 与 k_0 将有明显差异。

2）有效溶质分配系数 k_e　溶质分配系数研究的第二个层次是近平衡凝固过程的有效溶质分配系数。当凝固速率稍快时，凝固界面上的溶质迁移仍能达到平衡，即 $C_S^*/C_L^*=k_0$，但固相和液相内部的扩散则不能充分的进行。如不考虑液相成分混合的情况，则在固液界面附近形成图 3.4-2b 所示的溶质分布。这一凝固过程称为近平衡凝固。近平衡凝固的有效溶质分配系数 k_e 定义为界面处固相的溶质质量分数 C_S^* 与液相溶质富集层以外的液相溶质质量分数 $\overline{C}_L$ 之比，即

$$k_e=\frac{C_S^*}{\overline{C}_L} \tag{3.4-8}$$

有效溶质分配系数研究的基础是平衡溶质分配系数 k_0 和固、液相内的扩散动力学。在图 3.4-2b 基础上通过求解扩散场方程确定出的 k_e 计算式为

$$k_e=\frac{k_0}{k_0+(1-k_0)\exp\left(-\frac{R}{D_L}\delta\right)} \tag{3.4-9}$$

式中，D_L 为溶质在液相中的扩散系数；R 为凝固速率（即凝固界面推进速率）；δ 为凝固界面前液相扩散边界层的厚度。可见，当 $D_L\to\infty$，或 $R\to0$ 时，$k_e\to k_0$。

3）非平衡溶质分配系数 k_a　随着凝固速率的进一步加快，不仅液相和固相内部溶质来不及充分扩散，凝固界面上的溶质迁移也将偏离平衡，即，$k_a=C_{Sa}^*/C_{La}^*\neq k_0$，凝固将完全在非平衡条件下进行。非平衡溶质分配系数 k_a 定义为界面处固相和液相的实际溶质质量分数之比。见图 3.4-2c，它是一个偏离 k_0、向 1 趋近的值。

快速凝固条件下的实际溶质分配系数已超出热力学的研究范围，而需要采用动力学方法研究。Backer 和 Jackson 等均曾做过理论研究工作，然而迄今广为采用的则是 Aziz 模型。该模型的基本思路是假设凝固界面在推进过程中液相一侧的溶质和溶剂原子首先在瞬间内全部发生凝固而进入固相，形成过饱和层，然后在非平衡驱动力的作用下溶质原子向液相反向扩散，如果在下一层原子发生凝固之前扩散过程尚未完成，扩散过程将被终止，过量的溶质被保留下来，形成非平衡的溶质分配。因此，k_a 可通过对凝固界面层中扩散方程的求解来确定。台阶生长过程 Aziz 模型的表达式为

$$k_a=k_0+(1-k_0)\exp\left(-\frac{1}{\beta}\right) \tag{3.4-10}$$

连续生长过程的表达式为

$$k_a=\frac{\beta+k_0}{\beta+1} \tag{3.4-11}$$

$$\beta = \frac{R\delta}{D_i}$$

式中，D_i 为界面扩散系数，通常可近似用液相扩散系数代替。

式（3.4-10）和式（3.4-11）均满足如下极限条件：

当 $R \to \infty$ 时，$k_a \to 1$

当 $R \to 0$ 时，$k_a \to k_0$

1.2 晶体的形核

凝固过程的第一步是在液相中形成固相的结晶核心，然后通过这些核心不断长大完成液相向固相的转变。因而，形核是凝固过程研究的主要问题之一。

形核研究的主要目标是确定不同成分的合金在不同凝固条件下的形核温度及形核速率，为形核控制提供依据。迄今采用的形核研究的主要方法有：

1）通过测定凝固过程的冷却曲线确定形核温度；

2）通过分析凝固组织中的晶粒度定性确定形核速率；

3）通过对凝固再辉过程的直接观察，如高速摄影等，进行形核过程的研究；

4）在热力学和动力学基础上进行形核理论模型研究；

5）形核过程的 Monte Carlo 模拟。

（1）均质形核

热力学是研究凝固过程形核理论的基础。当合金液温度低于某一临界值 T_L（液相线温度）时，固相体积自由能（G_S）将小于液相体积自由能（G_L），固相有析出倾向。然而固相的析出将产生液－固界面，形成附加界面能（G_i）。因此，固相析出还需要一定的驱动力来克服界面能引起的阻力。在实际凝固过程中形核驱动力是通过合金液的过冷获得的。在过冷度为 ΔT 时析出体积为 V 的晶核引起的体积自由能变化 ΔG_V 及产生的界面能 G_i 分别为

$$\Delta G_V = \frac{-V\Delta h}{T_0}\Delta T \tag{3.4-12}$$

$$G_i = A\sigma \tag{3.4-13}$$

式中，Δh 为凝固过程焓的变化，近似等于结晶潜热；ΔT 为过冷度；T_0 为合金平衡凝固温度；σ 为界面能；A 为液－固界面面积。

因而总的自由能变化 ΔG 为

$$\Delta G = \Delta G_V + G_i \tag{3.4-14}$$

这一过程自发进行的条件是 $\Delta G < 0$。令 $\Delta G = 0$，即可获得如下自发形核的临界条件。如果析出的固相为半径 r 的球形，则得

$$r = 3\frac{\sigma T_0}{\Delta h \Delta T} \tag{3.4-15}$$

ΔG、ΔG_V 及 ΔG_i 示于图 3.4-3。式（3.4-15）定义的条件位于图中的 a 点。然而，当液相中出现半径大于 r_c 的原子集团时，该集团的进一步长大将会自发进行，即形核临界半径为 b 点，而不是 a 点。半径为 r_C 的原子集团定义为临界晶核。用下标“c”表示临界晶核的参数。通过对式（3.4-14）求极值得出的临界半径 r_c、临界形核自由能 ΔG_c 及临界形核过冷度 ΔT_c 分别为

$$r_c = \frac{2\sigma T_0}{\Delta h \Delta T} \tag{3.4-16}$$

$$\Delta G_c = \frac{4}{3}\pi r_c^2 \sigma \tag{3.4-17}$$

$$\Delta T_c = \frac{2\sigma T_0}{r_c \Delta h} \tag{3.4-18}$$

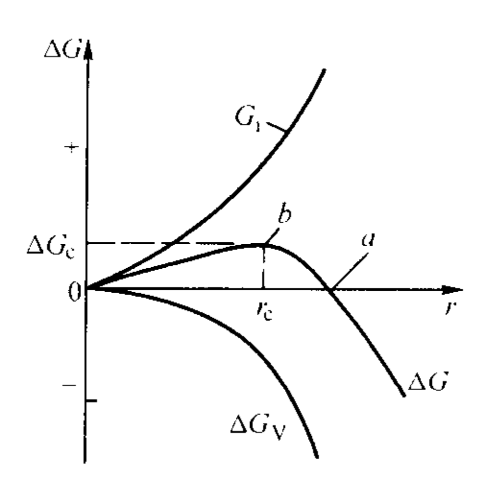


图 3.4-3 自由能的变化与晶核半径 r 的关系

液相中半径为 r_c 的原子集团是通过过冷液相中的结构起伏产生的。根据结构起伏理论，液相中存在着大量的准原子集团（clusters），这些原子集团是时聚时散的，但当过冷液相中半径为 r_c 的原子集团获得一个新的原子后将变成稳定的晶体。给定液相中原子集团的大小、数量及分布是过冷度或过饱和度的函数。

形核速率是表征形核规律并对凝固组织具有重要影响的量化指标，定义为单位时间在单位体积液相中形成的晶核数量。Turnbull 在统计热力学的基础上导出的形核速率计算式为

$$u = \frac{NkT}{h}\exp\left(-\frac{\Delta G_A}{kT}\right)\exp\left(-\frac{a\sigma^3}{kT\ (\Delta G_V)^2}\right) \tag{3.4-19}$$

式中，N 为单位体积液相中的原子总数；k 为玻耳兹曼常数；h 为普朗克常量；ΔG_A 为原子跃迁穿过液固界面的激活能；a 为晶核形状因子，对于球形晶核，$a = 16\pi/3$；ΔG_V 为体积自由能。

（2）异质形核

均质形核的情况是很少见的。在许多情况下形核依赖于液相中的固相质点表面及各种界面，发生非均质形核（异质形核）。在异质形核过程中液相中的原子集团依赖于已有异质固相表面并在界面张力的作用下，形成图 3.4-4 所示的球冠。分析表明，图中球冠的半径与均质形核的一样，但由于形核的体积自由能和界面能不同，形核功也不同，并且形核功随新生晶体对异质固相接触角 θ 的减小而减小，形核过冷度也因而减小。Turnbull 等关于异质形核过程中的形核自由能 ΔG_S 及异质形核单位面积上的形核速率 u_S 的计算式分别为

$$\Delta G_S = \frac{4}{3}\pi r_c^2 \sigma f(\theta) \tag{3.4-20}$$

$$u_S = \frac{N_S kT}{h}\exp\left(-\frac{\Delta G_A}{kT}\right)\exp\left(-\frac{a\sigma^3 f(\theta)}{kT(\Delta G_V)^2}\right) \tag{3.4-21}$$

式中，$f(\theta) = \frac{1}{4}(2+\cos\theta)(1-\cos\theta)^2$；$\theta$ 为新生晶体对异质晶核的接触角；N_S 为单位面积内的原子总数。

式（3.4-21）仅仅给出了异质晶核单位面积的形核速率，除此以外，异质形核的形核速率还取决于异质晶核的数量及表面形状。

（3）形核的影响因素

在工程技术领域最常见的形核方式是异质形核，其影响因素也覆盖了均质形核的情况。异质形核的影响因素如下。

1）形核温度　形核温度对形核速率的影响反映在式（3.4-21）及图 3.4-5 中。在一定的过冷度下形核过程才能发

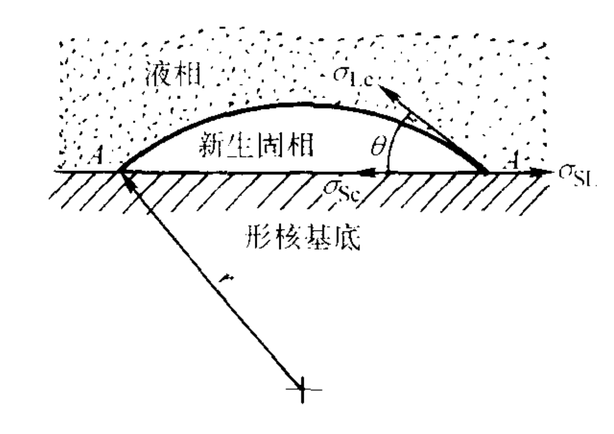


图 3.4-4 异质形核过程中界面张力与接触角的关系

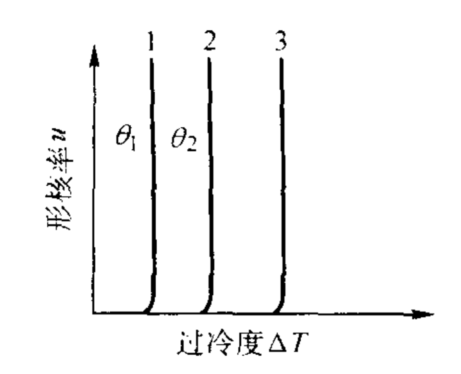


图 3.4-5 非黏性液相中的形核速率曲线示意图

1、2—异质形核；$\theta_1 < \theta_2$；3—均质形核

生。对于给定的合金，当过冷度大于某一值时，形核速率随温度的降低而迅速增大。

2）形核时间 单位体积液相中形成晶核的数量是形核速率对时间的积分。

3）形核基底的数量 在异质形核过程中，形核是在外来的基底上进行的，形核基底的数量决定着形核的数量。由于形核基底的数量受各种随机因素影响，很难定量描述，在式（3.4-21）所示的经典模型中没有能够反映这一因素的影响。因此异质形核的理论模型仍不完善。

4）接触角 θ 对于异质形核过程而言，析出固相与外来质点的接触角是决定形核速率的最关键因素。接触角越小，形核速率就越大。接触角 θ 这一表观指标是由析出相与外来质点的原子结构匹配情况决定的。当两者之间存在共格界面并具有较小的错配度时，θ 角将较小，此外来质点将更有条件成为形核基底。

5）形核基底的形状 由图 3.4-6 可见，当接触角 θ 不变，在凹面、平面和凸面三种表面形状的基底中，界面为凹面时临界晶核的体积最小，形核功也最小。因此，当形核基底表面凹凸不平，存在大量凹角时形核效率将提高。

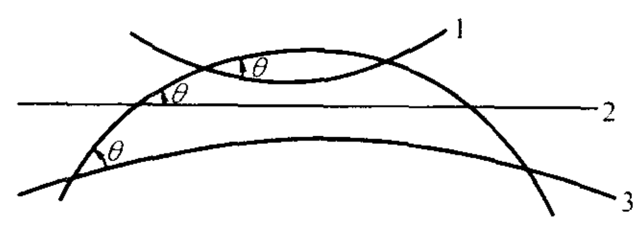


图 3.4-6 形核基底表面形状对新生固相形状与尺寸的影响

1—凹面；2—平面；3—凸面

1.3 晶体的长大方式与生长速率

当过冷的液相中存在固相结晶核心时，液相原子不断向固相沉积，导致凝固界面向液相推进，实现液相的凝固。液相原子向固相沉积的方式及速度取决于固相中结合键的特性及凝固驱动力的大小。根据影响原子在界面上沉积方式的不同，可将界面划分为粗糙界面和光滑界面。凝－固界面上的液相原子（或分子）可在图 3.4-7 所示的平面、台阶和扭折三种位置上沉积。如果液相原子主要在台阶或扭折处沉积，凝固是通过液相原子的逐层沉积实现的，凝固界面在原子尺度是光滑界面。反之，当液相原子的沉积位置完全随机时（称为连续生长），凝固界面在原子尺度上表现为粗糙界面。Jackson 在对生长界面做这样划分的同时，提出了区分两种界面的判据—— Jackson 因子 α，定义为

$$\alpha = \frac{e}{kT_m} \times \frac{N_1}{N} \tag{3.4-22}$$

式中，e 为固相内部原子的结合键能；k 为玻尔兹曼常数；T_m 为合金凝固温度；N 为固相内部原子的近邻数；N_1 为界面原子在凝固界面层内的近邻数。

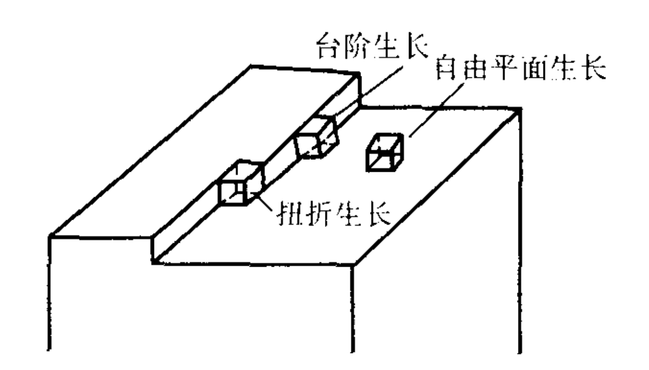


图 3.4-7 凝固界面原子生长的几种位置

当 $\alpha < 2$ 时凝固界面表现为粗糙界面，当 $\alpha > 5$ 时为光滑界面。由于粗糙界面上原子沉积的位置是随机的，界面能的各向异性不明显，界面在宏观上是平滑的。具有这种特性的晶面又称为非小平面界面。光滑界面上原子的沉积是一层一层进行的，可通过二维晶核形成台阶，或利用位错、孪晶提供的台阶生长（见图 3.4-8）。光滑界面由于界面能存在明显的各向异性，界面是由小平面构成的。因此光滑界面在宏观上是不平滑的。具有这种凝固特性的相称为小平面相。

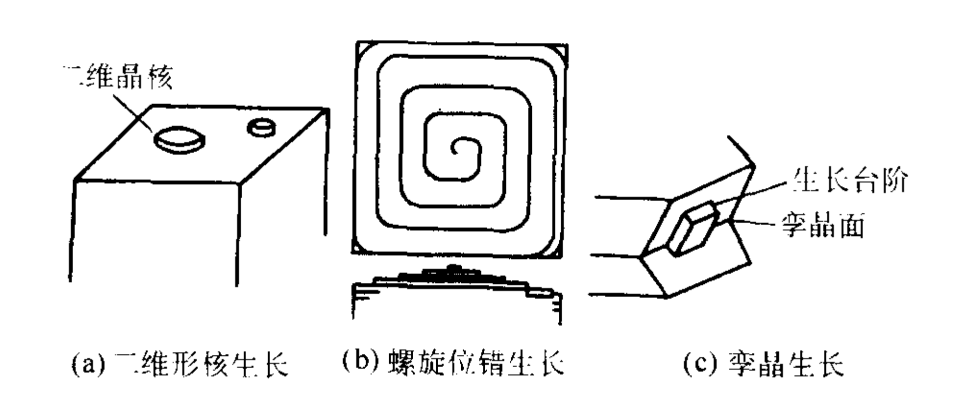


图 3.4-8 几种光滑界面生长方式

各种晶面的生长速率均是生长驱动力（过冷度或过饱和度）的函数。然而，不同的生长方式对应的函数关系是不同的。根据原子通过固液界面的迁移速率、界面二维形核速率及面扩散速率可以求出连续生长、二维形核生长及位错生长情况下生长速率与过冷度 ΔT 关系的计算式，分别为

连续生长速率

$$R_C = -\frac{D_L \Delta h \Delta T}{akT_m^2} \tag{3.4-23}$$

二维形核生长速率

$$R_N = B_1 \frac{D_L}{D_{LM}} \exp\left(-\frac{B_2}{\Delta T}\right) \tag{3.4-24}$$

位错生长速率

$$R_D = B_3 \frac{D_L}{D_{LM}} (\Delta T)^2 \tag{3.4-25}$$

式中，D_L 为液相中原子的扩散系数；D_{LM} 为凝固界面上的原子面扩散系数；Δh 为生长过程质量焓的变化；a 为沿生长方向的原子层间距；T_m 为合金的凝固温度；B_1、B_2、B_3 为与合金体系物理性质相关的常数。

可以看出，不同的生长方式其生长速率与生长过冷度的关系服从各自不同的规律。

上述分析均假设凝固界面仅由一层原子组成，而在实际凝固过程中凝固可能在多层原子上同时进行。为此，Temkin 进而提出了多原子层的界面理论。根据界面过渡区原子的层数判断界面的光滑与粗糙。层数越多，表面界面越粗糙。值得指出的是，同一固相的不同晶面上 N_1 值不同，因而 α 值也不同，但只要存在 jackson 因子 $\alpha>5$ 的晶面，则表现出光滑界面的生长特性。

台阶生长的界面常依赖于界面原子的扩散，大多数原子要通过吸附和向台阶扩散两步才能完成向固相的转移。因此，如果生长速率很大，界面吸附的原子来不及完成向台阶的扩散，则光滑界面也将表现为连续生长。Temkin 等进行的模拟证明了这一结论；Cahn 从理论上做了更深入地解释，提出了生长动力学的统一理论。

2 凝固过程的传热与传质

2.1 凝固过程的传热

（1）凝固过程的传热特点

凝固过程首先是从液态金属传出热量开始的。高温的液态金属浇入温度较低的铸型时，金属所含的热量通过液态金属、已凝固的固态金属、金属－铸型的界面和铸型的热阻而传出；从另一个角度，在凝固过程中，金属和铸型系统内发生热的传导、对流和辐射。图 3.4-9 是纯金属浇入铸型后发生的传热模型示意图。凝固过程的传热有如下一些特点：

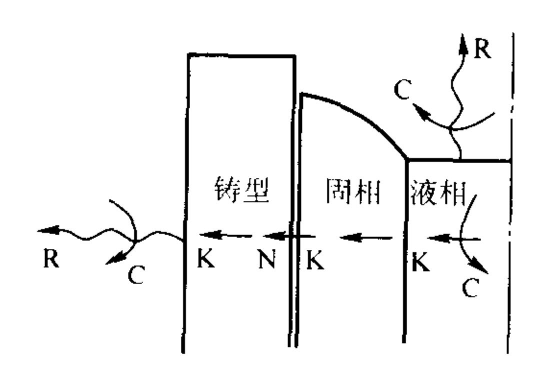


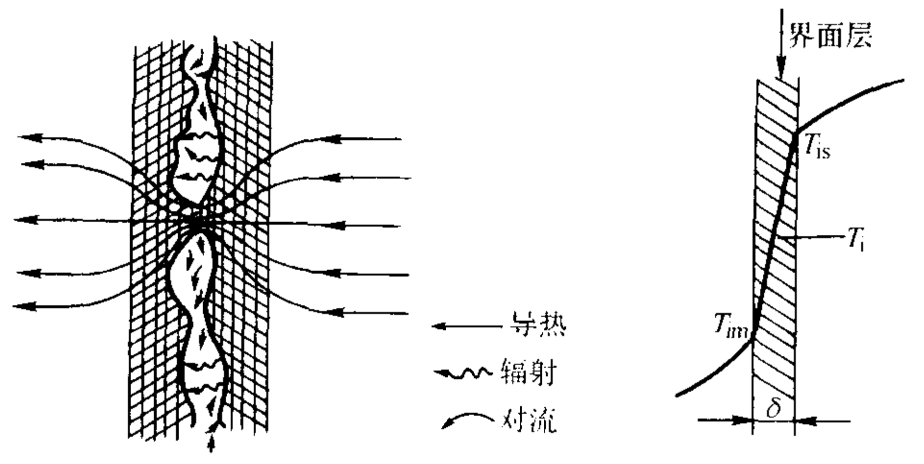
图 3.4-9 金属凝固过程中的主要传热方式

K—导热；C—对流；R—辐射；N—牛顿传热

1）它是一个有热源的传热过程。金属凝固时释放的潜热，可以看成是一个热源释放的热，但是金属的凝固潜热，不是在金属的全域上同时释放，而只是在不断推进中的凝固前沿上释放。即热源的位置在不断地移动。另外，释放的潜热量也随着凝固进程而非线性地变化。

2）在金属凝固时存在着两个界面，即固－液相间界面和金属－铸型间界面，而在这些界面上通常发生极为复杂的传热现象。如一个从宏观上看是一维传热的单相凝固的金属，当其固－液界面是凸凹不平的或生长为枝晶状时，在这个凝固前沿上，热总是沿垂直于这些界面的相反方向从液相传入固相，因而发生微观的三维传热现象。在这个微观区域，除了与界面垂直的热传导外，同时发生液相的对流，使这里的传热过程十分复杂。

在金属与铸型的界面上，由于它们的接触通常不是完全的，所以它们之间存在接触热阻或称界面热阻。在金属凝固过程中，由于金属的收缩和铸型的膨胀，它们的接触情况也不断地在变化，在一定的条件下，它们之间会形成一个间隙（也称气隙），所以，这里的传热也不是一种简单的传导，而同时存在微观的对流和辐射传热。如图 3.4-10a 所示。并且此间隙在凝固过程中是变化的，而且不同部位（侧面、顶面及底面）的间隙可能不同，因而间隙内的界面热导率常被作为一课题来研究。



(a) 微观的界面传热模型　　(b) 简化的宏观界面传热模型

图 3.4-10 金属—铸型界面模型

T_i—界面温度；T_{is}、T_{im}—界面两侧金属和铸型表面温度

3）在实际生产中，铸件形状和材料种类的多样性以及材料热物性值随温度非线性变化的特点也都使凝固的传热变得十分复杂。

4）常见的凝固存在一个凝固区域，即糊状区，在该区内存在着传热和传质的耦合问题，需要同时考虑传质过程。为了便于处理，通常将传质条件简化，并在此基础上进行传热过程的研究。

（2）铸件凝固过程的温度场及传热基本方程

凝固过程的传热符合传热的普遍规律，包括传导、辐射及对流三种基本传热方式。表征传热过程的基本物理量是温度在空间和时间的变化。在直角坐标中其温度 T 的求解方程为 $T=f(x, y, z, t)$。空间中一切点在某一时刻的温度值的总和称为温度场，温度为无向量，所以温度场也是无向量。

其传热基本方程如下：

导热 $$q=-\lambda\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}n}\quad\text{（傅里叶第一定律）}\tag{3.4-26}$$

$$\frac{\partial T}{\partial\tau}=a\nabla^2T\quad\text{（傅里叶第二定律）}\tag{3.4-27}$$

辐射 $$q=K\left[\left(\frac{T'_c}{100}\right)^4-\left(\frac{T_c}{100}\right)^4\right]\tag{3.4-28}$$

对流 $$q=\alpha(T'_c-T_c)\tag{3.4-29}$$

式中，λ 为热导率；a 为热扩散率，$a=\lambda/\rho c_p$，其中 c_p 为质量定压热容；K 为辐射传热系数；α 为界面对流传热系数（经验参数，常通过实验确定）；T'_c 为铸件温度；T_c 为环境温度；$\mathrm{d}T/\mathrm{d}n$ 为等温面法线方向的温度导数，即温度梯度。

以上述基本方程为基础，在特定的定解条件下即可进行凝固过程温度场及其演变过程的计算。这些定解条件包括：

1）物理条件（主要物理性能参数的数值）；

2）几何条件（凝固系统的几何形状及尺寸）；

3）时间条件（初始条件）；

4）空间条件（边界条件）。

应特别指出的是，在凝固过程计算中必须考虑结晶潜热的处理，否则将会造成很大的误差。有关潜热处理方法，在后面第 3 篇计算机数值模拟有关章节中讨论。

（3）凝固过程传热的研究方法

凝固过程传热的研究方法主要有解析法、实验法和数值计算法。早期曾用过的物理模拟方法（水力模拟和电模拟）以及倾倒法，现在已经很少采用。以下对前三种方法作概括介绍。

1）解析法　解析法是直接从传热微分方程，在给定的定解条件下，求出温度场的解析解。解析解显然是较理想的解。然而对于实际凝固过程，能获得解析解的情况十分少见，即使在最简单的条件下也需要引入许多假设。对图 3.4-11 所示的一维半无限大铸件凝固传热模型的求解是人们最常采用的实例，并在此基础上引出了极有价值的结论。计算

式可以参阅很多专业书籍，这里不再介绍。

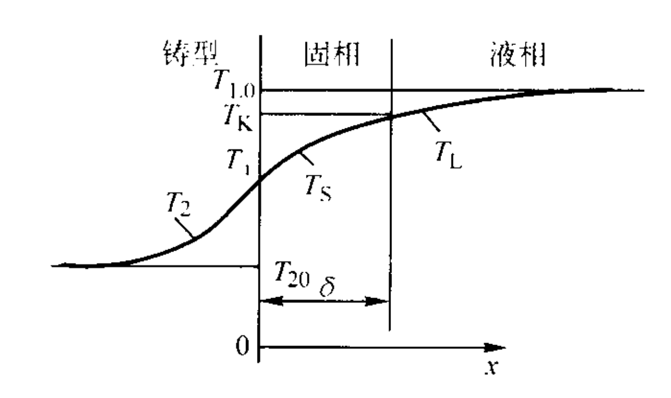


图 3.4-11　一维半无限大铸件凝固过程的传热模型

T_{L0}—合金液的原始温度；T_K—凝固界面温度；

T_i—铸件与铸型的界面温度；δ—凝固层厚度；

T_{20}—铸型原始温度；T_L、T_S、T_2—液相、固相和铸型中的温度

2）测温法　测温法是实验法中最通用的一种，它是通过向铸型和型腔中安放热电偶直接测出合金凝固过程的温度变化情况。测温法的主要技术包括热电偶布放位置选择及测温结果的处理。

以图 3.4-12a 所示的无限长圆柱试样为例，由于试样在圆周方向上是对称的，只需要测出沿半径方向的温度分布即可。设测温获得的冷却曲线如图 3.4-12b 所示。在该图上分别取不同时刻的垂直截线，得出不同时刻各热电偶所在位置的温度。以纵坐标表示温度值，分别取不同时刻各热电偶温度的连线得出不同时刻试样中的温度场（见图 3.4-12c）。进而可由图 3.4-12b 和图 3.4-12c 得出图 3.4-12d 所示的凝固进程图，也称为凝固动态曲线。由图 3.4-12d 可以看出铸件不同位置的开始凝固时间、凝固结束时间、凝固进行时间 τ_f 以及在凝固过程不同时刻凝固两相区域（即凝固区域）的宽度 Δx_m。这些参数对于凝固过程的研究都是至关重要的。

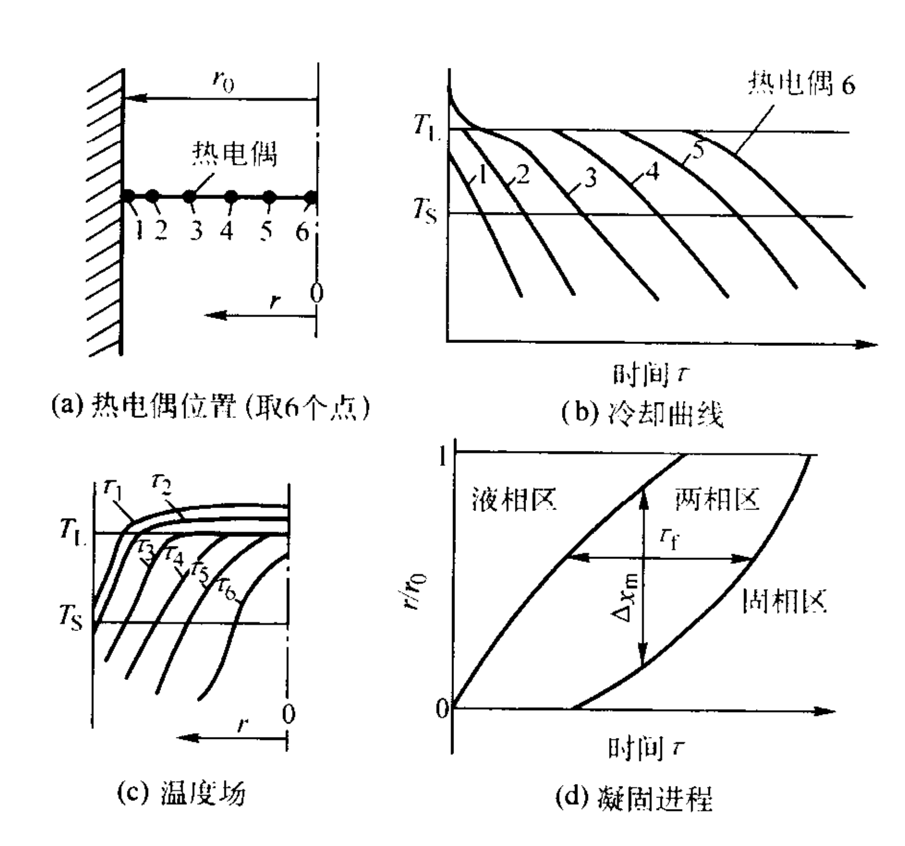


图 3.4-12　无限长圆柱试样凝固过程的测温及结果处理

r_0—试样半径；r—距试样中心的距离；T_L—液相面温度；

T_S—固相面温度；时间 $\tau_1 \to \tau_6$

3）数值计算方法　数值计算方法以传热基本方程和边界条件为基础，采用差分法或有限元法进行温度场的数值计算。该方法几乎可以解决一切条件下温度场的计算问题。

数值计算方法是近年来发展最快的方法，世界上许多国家都有较成熟的软件，并已进入工程化应用阶段。在后面第 3 篇中专门详细介绍。

(4) 实际铸件凝固过程传热的简化分析

1）铸件传热条件的简化　在讨论实际铸件凝固过程中通过分析可以发现，在某些条件下可以忽略一些次要因素，从而使问题大大简化。以图 3.4-11 所示一维导热的铸件凝固过程为例。将铸件和铸型中的温度分布用直线近似，则铸件中的导热热流密度为

$$q_1 = \frac{\lambda_1}{x_1}(T_k - T_{i1}) = \frac{\lambda_1}{x_1}\Delta T_1 \tag{3.4-30}$$

铸件与铸型界面传热热流密度为

$$q_2 = \alpha_i(T_{i1} - T_{i2}) = \alpha_i \Delta T_2 \tag{3.4-31}$$

铸型中的导热热流密度为

$$q_3 = \frac{\lambda_2}{x_2}(T_{i2} - T_{20}) = \frac{\lambda_2}{x_2}\Delta T_3 \tag{3.4-32}$$

式中，λ_1 为铸件导热率；λ_2 为铸型导热率；α_i 为界面传热系数；T_{i1}、T_{i2} 分别为铸件侧和铸型侧的界面温度。

由于这一传热过程可认为无热源和热阱，因此

$$q_1 = q_2 = q_3 \tag{3.4-33}$$

从而得出

$$\frac{x_1}{\lambda_1} : \frac{1}{\alpha_i} : \frac{x_2}{\lambda_2} = \Delta T_1 : \Delta T_2 : \Delta T_3 \tag{3.4-34}$$

式中，x_1/λ_1、$1/\alpha_i$、x_2/λ_2 称为热阻。由式（3.4-34）可以看出，热阻大的环节温度降就大，成为传热的控制环节。因而以式（3.4-34）为依据，可以把凝固过程的传热条件简化为以下几种情况（见图 3.4-13）。

① 当 $1/\alpha_i \ll x_1/\lambda_1$，$1/\alpha_i \ll x_2/\lambda_2$ 时则可认为界面是理想接触的，界面热阻可以忽略。该传热条件接近于压铸及厚壁金属型铸造过程，如图 3.4-13a 所示。

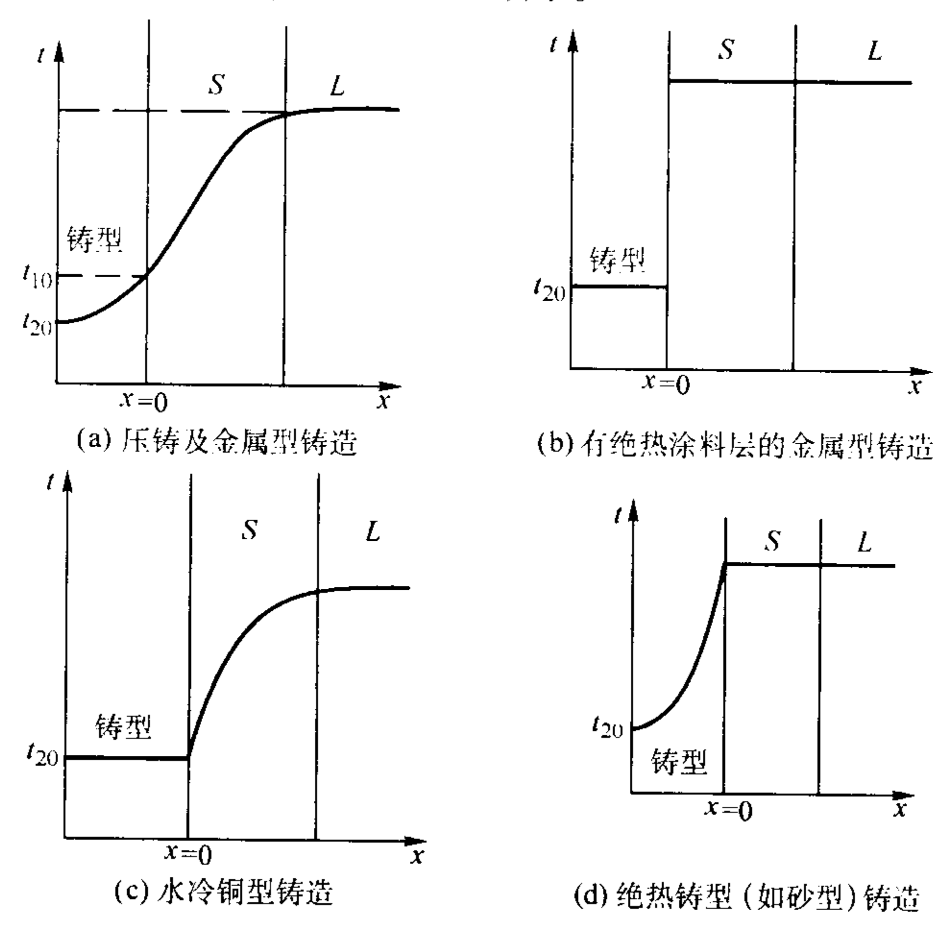


图 3.4-13　几种凝固过程传热条件简化的铸件与铸型中的温度分布

② 当 $1/\alpha_i \gg x_1/\lambda_1$，$1/\alpha_i \gg x_2/\lambda_2$ 时，表明凝固过程是由界面热阻控制的。这一传热过程接近于厚的涂料隔离下的金属型铸造过程，如图 3.4-13b 所示。

③ 当 $1/\alpha_i \ll x_1/\lambda_1$，$x_2/\lambda_2 \ll x_1/\lambda_1$ 时，热阻主要存在于凝固层中。该传热条件近似于水冷金属型的快速凝固过程，如图 3.4-13c 所示。

④ 当 $1/\alpha_i \ll x_2/\lambda_2$，$x_1/\lambda_1 \ll x_2/\lambda_2$ 时，热阻主要存在于铸型中。绝热铸型如砂型铸造的传热与该条件相近，如图 3.4-13d 所示。

在以上四种条件下凝固过程的传热问题可大为简化。

在铸件凝固过程的传热计算中最难确定的是界面传热系数 α_i，α_i 值在凝固过程中是时间和位置的函数。其值在浇注初期变化较大，但是在以后较为平稳，所以常以常数处

理。表 3.4-1 为几种不同凝固条件下的 α_i 值。

表 3.4-1　不同凝固条件下的界面传热系数

凝固条件	α_i /W·(m²·K)⁻¹	凝固条件	α_i /W·(m²·K)⁻¹
金属型，打磨	2.29×10^2	水冷型，涂层	0.48×10^2
金属型，机械加工	0.90×10^2	压铸	0.29×10^2
金属型，涂层	0.45×10^2	快速凝固①	$(0.57\sim5.73)\times10^4$
水冷型，打磨	0.29×10^2		

① 快速凝固系指液体金属喷射到高速旋转的滚轮上，制取金属薄带时的凝固条件。

2）铸件凝固时间计算　对温度场研究的目的是进行凝固过程的分析，由测温法获得的凝固进程图（见图 3.4-12d）可以得出 τ_f 及 Δx_m 等重要参数，其中 τ_f 是决定凝固组织中枝晶间距的关键参数，Δx_m 的大小与凝固方式、凝固组织中的缺陷密切相关。

如果忽略固、液相中温度下降放出的热量，并设在 τ 时间内凝固层厚度为 δ，铸件的表面积为 A，则铸件凝固放热

$$Q_1 = A\rho_1\Delta h_\Sigma\delta \tag{3.4-35}$$

与铸型吸热

$$Q_2 = \int_0^\tau -A\lambda_2\left(\frac{\partial T_2}{\partial x}\right)_{x\to0}\mathrm{d}\tau \tag{3.4-36}$$

铸件放热应与铸型吸热相等，即

$$Q_1 = Q_2 \tag{3.4-37}$$

式中，ρ_1 为铸件密度；λ_2 为铸型热导率；T_2 为铸型温度；Δh 为凝固潜热（质量焓）。

Δh_Σ 为折合凝固潜热，表示为

$$\Delta h_\Sigma = \Delta h + c_L\Delta T'_0 \tag{3.4-38}$$

式中，$\Delta T'_0$ 为近平衡凝固结晶温度间隔；c_L 为合金液的质量热容。

仍以图 3.4-11 所示的半无限大平板铸件的凝固过程为例。利用解析法可以求得

$$\left(\frac{\partial T_2}{\partial x}\right)_{x\to0} = \frac{T_{20}-T_i}{\sqrt{\pi a_2\tau}} \tag{3.4-39}$$

式中，a_2 为铸型热扩散率（又称导温系数）。

将式（3.4-35）、式（3.4-36）及式（3.4-39）代入式（3.4-37）可以求得

$$\delta = K\sqrt{\tau} \tag{3.4-40}$$

其中常数 K 为

$$K = \frac{1.128b_2(T_i - T_{20})}{\rho_1\Delta h_\Sigma} \tag{3.4-41}$$

式中，T_i 为铸件与铸型的界面温度，为定值；T_{20} 为铸型的初始温度；b_2 为铸型蓄热系数，表示为 $b_2=\sqrt{c_2\rho_2\lambda_2}$。

式（3.4-40）就是人们熟知的平方根定律的数学表达式，即凝固时间与凝固层厚度的平方成正比，式中 K 为凝固系数，该系数通常由试验确定。表 3.4-2 列出了几种合金的凝固系数。

平方根定律较适合于大平板类和结晶间隔小的合金铸件。其计算结果与实际情况很接近。这说明平方根定律虽然有较大局限性，但它揭示了凝固过程的基本规律。

铸型型壁的形状对吸热能力也有一定的影响，例如，通过凹形及凸形型壁与通过平面型壁的热流比较，热流进入凹面时将会散开，因此传递较快，而进入凸面时则较慢。对于简单的形状来说，这种差别不大，因此可以提出一个有用的设想，即一定面积的铸型表面具有固定的吸热能力，而与其表面的外形或所在的部位无关。根据这一设想，我们可以用 V_S/A 来代替式（3.4-40）中的 δ，这里 V_S 表示在时间 τ 凝固的体积，而 A 为铸型与铸件的界面面积。即

表 3.4-2　几种合金的凝固系数

材质	铸型	K/cm·min$^{-1/2}$
灰铸铁	砂型 金属型	0.72 2.2
可锻铸铁	砂型 金属型	1.1 2.0
铸钢	砂型 金属型	1.3 2.6
黄铜	砂型 金属型 水冷金属型	1.8 3.6 4.2
铸铝	砂型 金属型	 3.1

$$M = k\sqrt{\tau_c} \tag{3.4-42}$$

式中，τ_c 为铸件凝固时间；M 为铸件折算厚度（或称铸件模数），定义为 V_S/A（铸件已凝固体积与有效散热表面积之比）。

利用式（3.4-42）可以估算整个铸件或铸件某一部位的凝固时间。显然也可估算凝固进程某一时刻铸件凝固的体积。

式（3.4-42）是由 Chvorinov 根据对大量试验结果的分析，创造性地引入铸件折算厚度（模数）的概念，得出著名的折算厚度法则（也称 Chvorinov 法则）。此法则考虑到铸件形状这个主要因素，所以它可以应用到一般实际铸件上。

图 3.4-14 是各种形状的铸钢件（质量从 10 kg～65 t）的实测凝固时间与折算厚度的关系。利用折算厚度法计算铸件凝固时间时，可将复杂的铸件划分为简单的平板、圆柱、球、长方体、立方体等的组合，分别计算各简单体的折算厚度 M（计算时只考虑散热表面积），其中 M 最大的简单体的凝固时间即为铸件的凝固时间。

折算厚度法是近似的计算方法，对大平板类较准确，对于其他形状，由于边缘和棱角散热效应的影响较大，计算结果一般要比实际凝固时间长 10%～15%。如果被金属包围的型芯，其直径或厚度较小时，由于型芯很快达到热饱和，与型芯接触的铸件表面，可不纳入铸件散热面积。

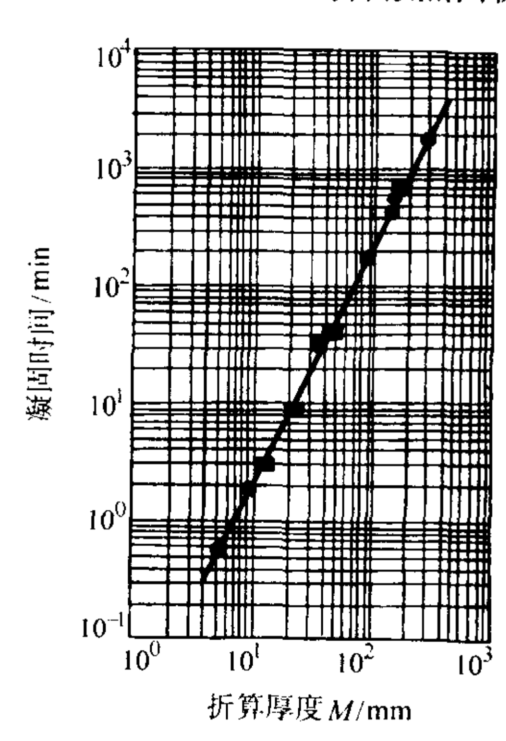


图 3.4-14　铸钢件实测凝固时间与折算厚度的关系

在实际生产中，为了控制铸件的凝固顺序，并不需要计算出铸件结构上各部分的凝固时间，只比较它们的折算厚度即可。在计算冒口时，也同样如此。

2.2　凝固过程中的传质

(1) 凝固过程中的溶质平衡及传质过程方程

1) 溶质平衡　在凝固过程中如果忽略溶质的气化、溶质的氧化、溶质与铸型的反应损失、单位时间液相析出、气体及固相夹杂带走的溶质，即可看成保守体系的凝固过程，溶质守恒方程可表示为

$$\int C_S \rho_S \mathrm{d}V_S + \int C_L \rho_L \mathrm{d}V_L = C_0 \rho_L V_0 \tag{3.4-43}$$

而总的质量守恒方程为

$$\int \rho_S \mathrm{d}V_S + \int \rho_L \mathrm{d}V_L = \rho_L V_0 \tag{3.4-44}$$

如果凝固过程中的条件变化可以忽略，即 $\rho_S \approx \rho_L$，则式 (3.4-43) 可简化为

$$\int C_S \mathrm{d}f_S + \int C_L \mathrm{d}f_L = C_0 \tag{3.4-45}$$

式中，f_S、f_L 分别为固相体积分数和液相体积分数。并满足

$$f_S + f_L = 1 \tag{3.4-46}$$

式 (3.4-43) ~式 (3.4-46) 是讨论凝固过程质量传输的重要定解条件。

2) 传质基本方程　液相和固相内传质的基本方程是菲克第一定律

$$J_C = -D\frac{\partial C}{\partial n} \tag{3.4-47}$$

和菲克第二定律

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = D\nabla^2 C \tag{3.4-48}$$

式中，J_C 为溶质扩散通量；D 为溶质扩散系数；C 为合金溶质质量分数；τ 为时间；$\partial C/\partial n$ 为等溶质浓度面法线方向溶质质量分数的导数，即溶质浓度梯度。

凝固过程中在固液界面上溶质守恒条件

$$\rho_L C_L^*(-\mathrm{d}V_L) - \rho_S C_S^* \mathrm{d}V_S = D_L \rho_L \left(-\frac{\partial C_L}{\partial n}\right)_i \tag{3.4-49}$$

式中，C_L^*、C_S^* 分别为凝固界面上液相和固相的溶质质量分数；V_L、V_S 分别为液相和固相的体积；D_L 为液相扩散系数；$(\partial C_L/\partial n)_i$ 为液相溶质质量分数在凝固界面法线方向指向液相的方向导数。

式 (3.4-49) 的左边表示凝固过程中由于溶质再分配而自凝固界面排除的溶质量，这部分溶质通过扩散进入液相，此式忽略了固相中的扩散及扩散引起的凝固界面附近液相溶质质量分数的变化。

随着凝固条件的变化，上述定解条件可以获得不同的数学表达式。由基本方程及一些定解条件可通过数值计算获得凝固过程传质问题的解，即求出凝固过程固相和液相中溶质质量分数分布的变化情况。

在实际遇到的凝固过程传质现象的研究中还需要考虑的因素包括：

① 液相流动对传质过程的影响；

② 液相中自由凝固析出固相的运动对传质过程的影响；

③ 施加的各种物理场（磁场、电场、温度场等）的传质效应。

(2) 近平衡凝固时平界面一维凝固过程溶质的扩散与再分配

平界面凝固过程中的传质与溶质再分配是最基本的传质问题，许多功能晶体的生长就是在这种条件下进行的。同时，对更复杂的传质问题的研究都是在这一基础上进行的。这一传质过程有三种凝固条件下的溶质扩散及再分配。

需指出的是，下面所讨论的都是常见的 $k_0 < 1$ 情况，即 $C_S < C_L$，凝固的固相剩余溶质将被排入凝固界面前的液相中。

1) 固相无扩散，液相内均匀混合的溶质再分配。其基本模型如图 3.4-15 所示。液态合金原始成分为 C_0，试验长度为 L，从左端开始凝固，当温度为 T_L（液相线温度）时，开始形成的少量固体，其成分为 $k_0 C_0$，如图 3.4-15a。

当继续冷却和凝固时，液相中的溶质要富集，因此后续凝固的固相中溶质含量将会升高。当温度为 T^*，会有成分 C_S^* 的固相从成分 C_L^* 的液相中析出，而沿着晶体长大的长度方向溶质的分布情况如图 3.4-15b 所示。定量的表示这一过程，根据溶质守恒条件可以求出

$$C_S^* = k_0 C_0 (1 - f_S)^{(k_0 - 1)} \tag{3.4-50}$$

式中，f_S 为固相质量分数。

式 (3.4-50) 为著名的 Scheil 方程。这种凝固条件是溶质再分配的一种极限情况。与平衡凝固条件下比较，在凝固期间，温度为 T^* 时，两种情况下界面处固相成分都是 C_S^*，但是，在这种近平衡凝固条件下已凝固的固相的平均成分要低，这样必然要保持有更多的液体。一直到共晶温度，残余的液体将发生共晶转变，见图 3.4-15c。

2) 固相无扩散，液相无对流而只有有限扩散的溶质再分配。其基本模型如图 3.4-16。析出固相的溶质质量分数 C_S 通过溶质分配系数 k 与液相溶质质量分数 C_L 相关。在开始凝固时析出的少量固相仍为 $k_0 C_0$，此时剩余的溶质将被排入凝固界面前的液相，并且往往得不到充分的扩散而导致局部液相溶质的富集，使随后析出的固相溶质质量分数增大。随着凝固过程的进行，C_S 向 C_0 逼近，而界面前沿液相中的溶质分布趋于稳定，初始过渡区结束，进入稳定生长区，见图 3.4-16a。在稳定生长过程中，析出固相的溶质质量分数维持为 C_0。直至溶质富集区到达试样的末端，液相区的溶质质量分数 C_L 才会进一步升高，即进入末端区，见图 3.4-16b。

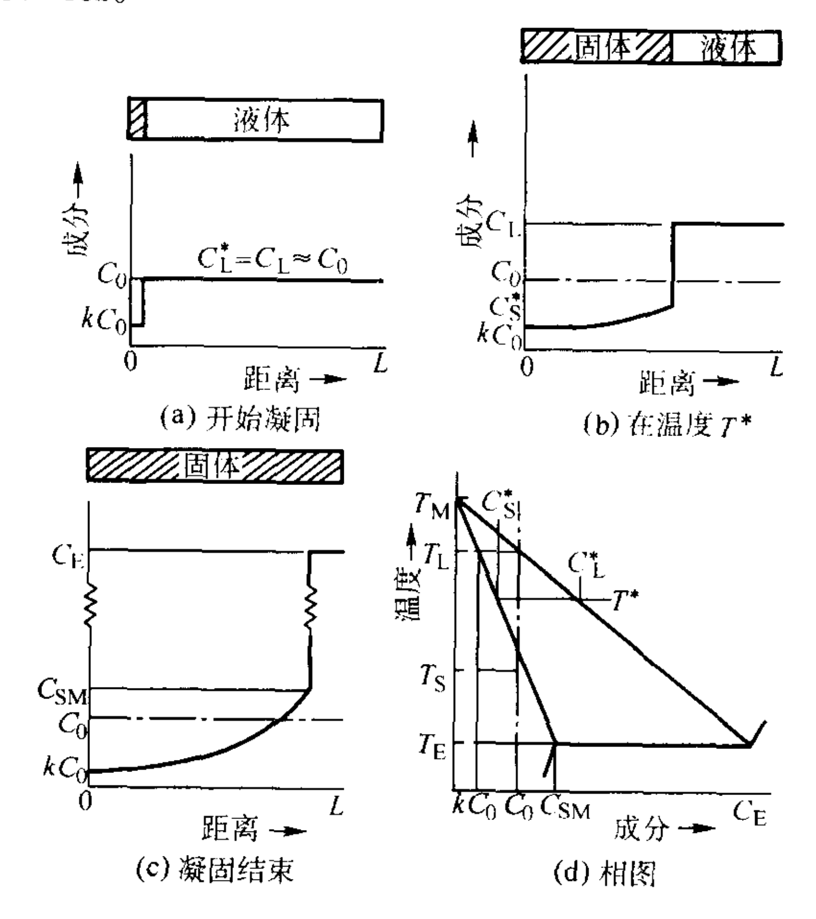
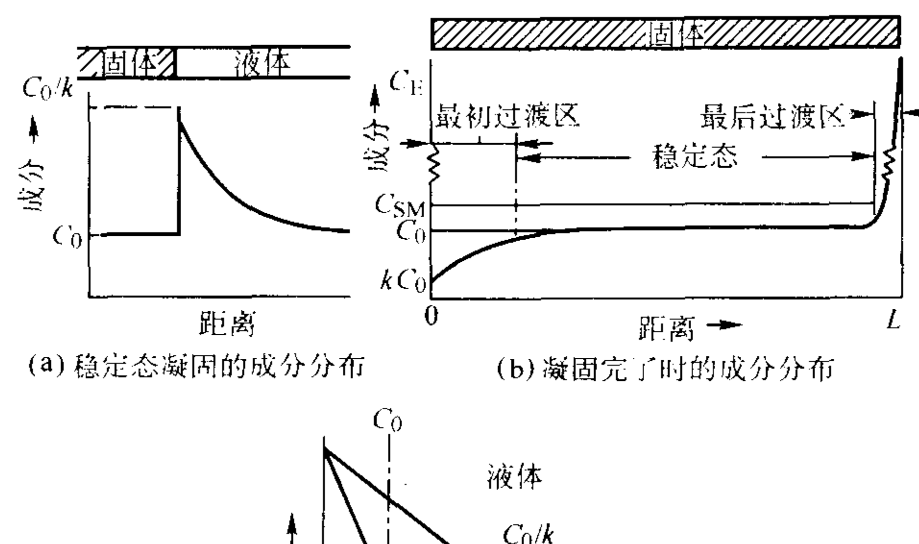


图 3.4-15　凝固过程中无固相扩散，液相内均匀混合的溶质再分配

由于析出固相的溶质质量分数 C_S^* 可以由

$$C_S^* = k_0 C_L(x')_{x'=0} = k_0 C_L^* \tag{3.4-51}$$



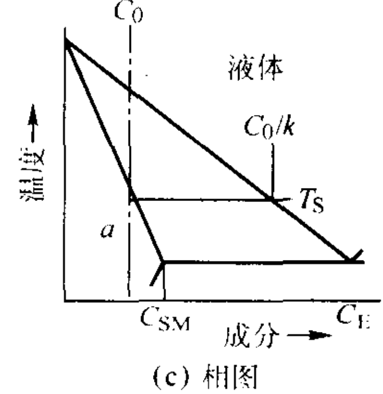


图 3.4-16 固相无扩散液相无对流只有有限扩散的溶质再分配

确定，因此一维平界面凝固过程传质研究的重点是求解凝固界面前沿溶质富集区内的溶质分布函数 $C_L(x')$，其中 x' 是在以凝固界面为原点的运动坐标系中的坐标。

Tiller 等通过求解凝固界面前的扩散方程确定了凝固过程达到稳态时的 C_L 函数

$$C_L = C_0\left(1 + \frac{1-k_0}{k_0} e^{-\frac{R}{D_L}x'}\right) \tag{3.4-52}$$

式中，R 为凝固速率。

Pohl、Smith 等以菲克扩散第二定律一维表达式为基础，对凝固初期的非稳态过程溶质分布进行了求解，得出了相应的数学表达式。在最初过渡区随着凝固的进行，固相中溶质含量逐渐增加，直到它的稳定态时的数值 $C_S^*/C_0 = 1$。达到稳定态所需要的距离 x 值决定于 R/D_L 和 k_0。当 k_0 值小时，适应于该过渡区长度的特征距离为 D_L/Rk_0。

对于末端过渡区内的溶质分布，Smith 等采用虚拟溶质源多级逼进的方法求出了级数解。最后过渡区比最初过渡区小得多，因为它仅是溶质边界层接触末端壁所造成的结果。它的长度与溶质边界层的特征距离（D_L/R）为同一数量级。最后过渡区中固相溶质浓度连续上升直到共晶成分。

3）固相无扩散，液相有对流的溶质再分配　其基本模型如图 3.4-17 所示。Burten 、Wagner 等人对这种条件下的溶质再分配进行了研究，他们假设液相中靠近边界处有一个扩散边界层，其厚度设为 δ，这层以外的液相因有对流作用得以保持均匀的成分，而在边界层内则只靠扩散进行传质。如果液体的容积很大，它将不受已凝固体的影响而保持原始成分 C_0。达到稳定态以后，用凝固界面前的扩散方程及边界条件：在 $x'=0$，$C_L = C_L^*$，在 $x'=\delta$，$C_L = C_0$。其解为

$$\frac{C_L^* - C_S^*}{C_0 - C_S^*} = e^{\frac{R\delta}{D_L}} \tag{3.4-53}$$

为了方便起见，引入有效分配系数 k_e，它的定义见式（3.4-8），由式（3.4-53）即可求得式（3.4-9）。具备这种条件的整个液体与生长的固体之间可建立起动平衡来，而对应于式（3.4-50）的方程即可直接推导出来，在导出的方程式中有效分配系数 k_e 代替对应式中的 k_0

$$C_S^* = k_e C_0 (1-f_S)^{(k_e-1)} \tag{3.4-54}$$

式中　$k_e = C_S^*/C_L$，这里 C_L 为整体液体成分。

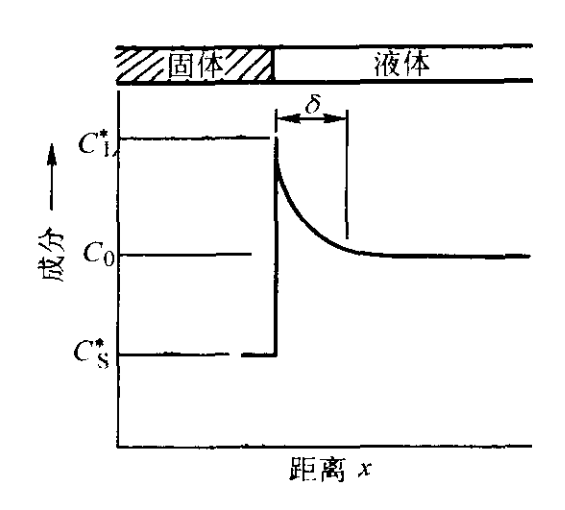


图 3.4-17 有对流情况下凝固时液相中的溶质变化模型

式（3.4-54）成为一个修正的“正常偏析方程式”。图 3.4-18 为不考虑初始过渡区时不同 k_e 值的溶质分布情况，k_e 最小值（$k_e = k_0$）发生在 $R\delta/D_L \ll 1$ 时，即慢的生长速度和最大的对流、搅拌的情况下；k_e 最大值（$k_e = 1$）发生在 $R\delta/D_L \gg 1$ 时，即大的生长速度和液相中没有对流而只有扩散的情况下；$k_0 < k_e < 1$ 时，相当于液相中有对流但属于部分混合时的情况。

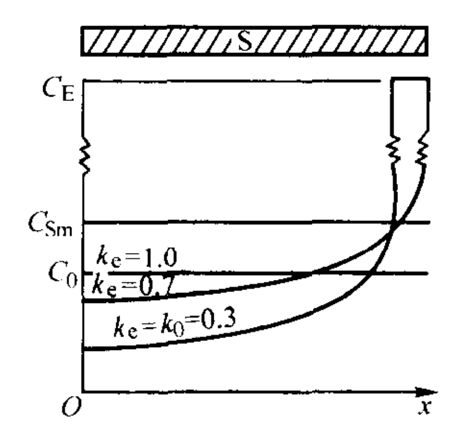


图 3.4-18 不同 k_e 值的溶质分布情况

在上面讨论的三种凝固条件下的溶质再分配都是假设固相中无扩散，这是一个很好的假设，因为液相中的扩散系数要比固相中的扩散系数大 2～3 个数量级。若考虑固相中溶质的反向扩散，引入固相扩散程度的估算参数 α 为

$$\alpha = D_S \frac{\tau}{l^2} \tag{3.4-55}$$

式中，D_S 为固相扩散系数；τ 为扩散时间，即局部凝固时间；l 为扩散长度，可用半枝晶间距表示。

当 $\alpha \ll 1$ 时，扩散可以忽略。而当 α 接近 1 或大于 1 时，则可认为扩散是充分的。许多凝固过程固相的扩散处于以上两种情况之间。

这时正常凝固的溶质再分配方程式可按前述的推导方法得出

$$C_S^* = k_0 C_0\left(1 - \frac{f_S}{1+\alpha k_0}\right)^{(k-1)} \tag{3.4-56}$$

3 单相合金的凝固

3.1 固－液界面前方的局部温度分布

固－液界面前方的局部温度分布是控制晶体生长行为的重要因素之一。根据晶体生长过程中传热特点的不同，固－液界面前方存在着两种不同的温度分布方式。

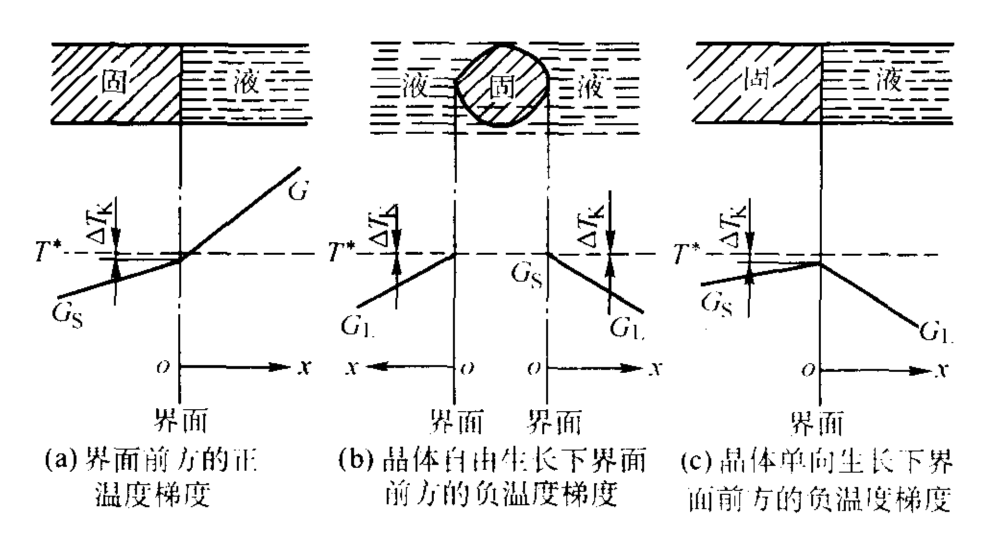
1）正温度梯度分布　如图 3.4-19a 所示，当界面前方液相的温度梯度 $G_L > 0$ 时，液相温度高于界面温度。液相中的热量只有通过固相排除才能保持界面的不断推进，故其特点是热流方向和晶体的生长方向相反。这种温度分布产生在单向散热的结晶过程中，如铸件（铸锭）中柱状晶的生长过程或一般的单向凝固过程中。

2）负温度梯度分布　当界面前方液相的温度梯度 $G_L<0$ 时，液相中温度低于界面温度。于是通过向液相内部排除结晶潜热，便能保证界面不断向前推进。故其热流方向与晶体生长方向相同。形成这种温度分布的原因是生核过冷度大于晶体生长的动力学过冷度，同时，生长排除的结晶潜热又使界面温度迅速上升的缘故。它一般产生于液体内部晶体的自由生长过程（见图3.4-19b）。此外，当整个液体被强烈冷却，从而在型壁生核以前就使液体处于很大的过冷状态，单向生长的晶体界面前方也能形成负温度梯度分布（见图3.4-19c）。

如果把界面前方的局部温度分布近似地看成直线，则界面前方局部温度分布可表达为

$$T(x')=T_i-\Delta T_K+G_L x' \qquad (3.4\text{-}57)$$

式中，T_i 为界面平衡结晶温度；ΔT_K 为动力学过冷度；x' 为以界面为原点沿其法向伸向液体的动坐标。



(a)界面前方的正温度梯度　(b)晶体自由生长下界面前方的负温度梯度　(c)晶体单向生长下界面前方的负温度梯度

图3.4-19　固－液界面前方的局部温度分布

3.2　单相合金凝固过程中的成分过冷

1）成分过冷产生的条件　金属凝固时所需要的过冷度，若完全由传热控制，这样的过冷称热过冷。其过冷度称为热过冷度。纯金属凝固时就是热过冷。热过冷度 ΔT_h 为理论凝固温度 T_m 与实际温度 $T(x')$ 之差，即

$$\Delta T_h=T_m-T(x') \qquad (3.4\text{-}58)$$

Chalmers、Tiller等人首次提出单相二元合金成分过冷理论。合金由于在近平衡凝固过程中的溶质再分配，在固－液界面前沿液相中形成一个溶质富集区。由于液相成分的不同，导致理论凝固温度（熔点）的变化。在通常的固相无扩散而液相只有有限扩散的单相合金凝固条件下，界面处溶质含量最高，离界面越远溶质含量越低，（见图3.4-20b）。平衡液相熔点 $T_L(x')$ 则与此相反，界面处最低，离界面越远，液相熔点越高，最后接近原始成分合金的凝固熔点 T_0（见图3.4-20c）。假设液相线为直线，其斜率为 m_L，纯金属的熔点为 T_m，凝固达到稳态时固液界面前方液相熔点函数为

$$T_L(x')=T_m-m_L C_L(x') \qquad (3.4\text{-}59)$$

界面处的过冷度 ΔT_k（也称为动力学过冷度）为

$$\Delta T_k=T_i-T_1=T_m-m_L C_0/k_0-T_1 \qquad (3.4\text{-}60)$$

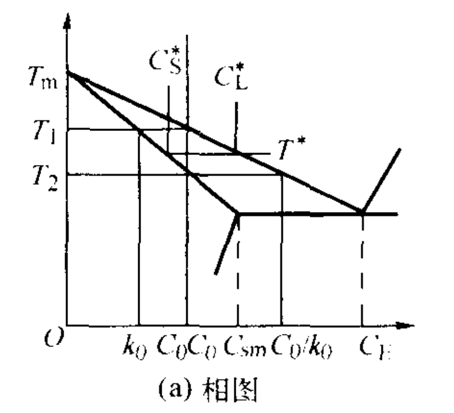
式中，T_i 为界面处液相熔点；T_1 为界面处的实际温度；C_0 为合金原始成分。

此时，固液界面前方沿 x' 方向液体中的过冷度为

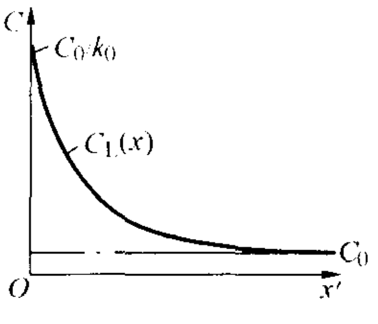
$$\Delta T_C=T_L(x')-T(x') \qquad (3.4\text{-}61)$$

式中，ΔT_C 为成分过冷度；$T(x')$ 为固液界面前方沿 x' 方向实际温度线。

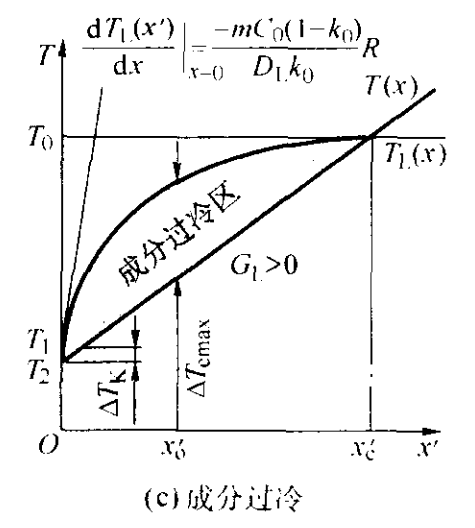
显然，ΔT_C 是由固液界面前方溶质再分配引起的，因此定义为成分过冷度。$T_L(x')$ 曲线与直线 $T(X')$ 构成的如图3.4-20c所示的阴影区叫成分过冷区，同样存在一成分过冷范围 x'_c。



(a)相图



(b)固－液界面前方液相溶质分布



(c)成分过冷

图3.4-20　固－液界面前沿液相中形成成分过冷模型

2）成分过冷判据　由图3.4-20c可以看出，成分过冷产生条件为

$$G_L\leqslant\frac{dT_L(x')}{dx'}\bigg|_{x'=0} \qquad (3.4\text{-}62)$$

而

$$\frac{dT_L(x')}{dx'}=-m_L\frac{dC_L(x')}{dx'} \qquad (3.4\text{-}63)$$

$C_L(x')$ 函数为式（3.4-52）（假设为溶质有限扩散情况）代入式（3.4-62），整理可得

$$\frac{G_L}{R}\leqslant\frac{m_L C_0(1-k_0)}{D_L k_0} \qquad (3.4\text{-}64)$$

式中，G_L 为界面处液相侧实际温度梯度；R 为凝固速率；m_L 为液相线斜率；k_0 为溶质分配系数。

式（3.4-64）为首先由Chalmers和Rutter等人推导出的著名的成分过冷判据。它给出了成分过冷产生的临界条件。

3）成分过冷的过冷度　显然可以推导出成分过冷度 ΔT_C 大小，当忽略 ΔT_k 时，得

$$\Delta T_C=\frac{m_L C_0(1-k_0)}{k_0}\left[1-\exp\left(-\frac{R}{D_L}x'\right)\right]-G_L x' \qquad (3.4\text{-}65)$$

同样也可求得成分过冷范围 x'_c 及成分过冷最大值 ΔT_{Cmax}。

3.3　界面前方过冷状态对单相合金凝固过程的影响

（1）热过冷对纯金属凝固过程的影响

纯金属是单相合金溶质质量分数为零时的一种特殊状态。

1）界面前方无热过冷下的平面生长　当 $G_L>0$，由图3.4-19a可见，固－液界面前方液体过冷区域及过冷度极小。晶体生长时凝固潜热的排出方向与晶体生长方向相反。一旦某一晶体生长深入液相区就会被重新熔化，导致晶体以平面方式生长，如图3.4-21a所示。

2）热过冷作用下的枝晶生长　当 $G_L<0$，液体温度低于界面凝固温度 T_i，见图3.4-19b、c。固－液界面前液体过冷区域较大，距界面越远的液体其过冷度越大。晶体生长时凝固潜热排除方向同晶体生长方向相同。这时在界面上偶然产生一个突起，它必然与过冷更大的液体接触而很快地向前生长，形成一个伸向液体的主干。主干侧面析出结晶潜热使温度升高，远处仍为过冷液体，也会使侧面面临新的热过冷，从而生长出二次分枝。同样，在二次分枝上还可能长出

三次分枝，从而形成树枝晶。这种界面生长方式称为枝晶生长（见图 3.4-21b）。

如图 3.4-19c 所示，如果 $G_L<0$ 的情况产生于单向生长过程中，得到的将是柱状晶；如果 $G_L<0$ 发生在晶体的自由生长过程中（见图 3.4-19b），则将形成等轴枝晶。

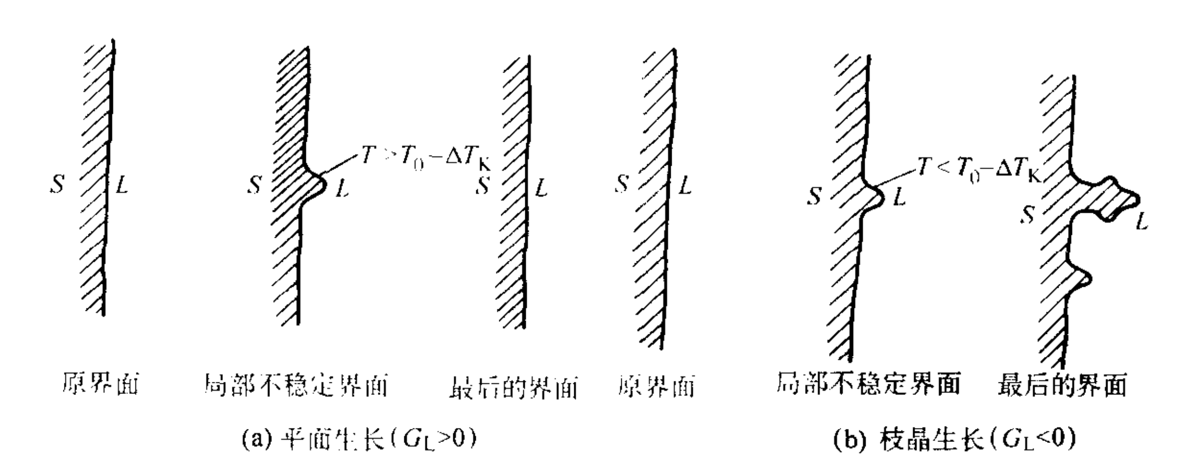


图 3.4-21　热过冷对纯金属结晶过程的影响

必须指出的是，这里所说的界面形态是相对于晶粒大小而言。突起的尺寸一般为 $10^{-3}\sim10^{-4}$ cm 数量级，因此界面形态的问题并不涉及界面的微观结构。任何一种界面形态既可能具有粗糙界面结构，也可能具有光滑界面结构。

（2）成分过冷对一般单相合金结晶过程的影响

成分过冷对一般单相合金结晶过程的影响与热过冷对纯金属的影响本质相同。但由于存在着传质过程的制约，因此情况更为复杂。界面从无成分过冷的平面生长方式，随着成分过冷的出现及增大，界面生长方式将逐渐转变为胞状生长方式，然后再过渡到枝晶生长方式。当成分过冷进一步增大时，凝固界面前方的液体内相继出现新的晶核并不断长大，则铸件的凝固方式将会发生由柱状枝晶的外生生长转变到等轴枝晶的内生生长。

1）界面前方无成分过冷时的平面生长　当单相合金晶体生长条件符合

$$\frac{G_L}{R}\geqslant\frac{m_L C_0(1-k_0)}{D_L k_0} \tag{3.4-66}$$

时，界面前方不产生成分过冷，如图 3.4-22a 中温度分布 G_1 所示。此时，界面将以平面生长方式生长，见图 3.4-22b。达到稳定生长阶段时，宏观平坦的界面将是等温面，并以恒定的平衡成分向前推进。最后会在稳定生长区内获得成分完全均匀的单相固溶体柱状晶甚至单晶体。

由式（3.4-66）及图 3.4-22a 可知，平面生长的速度小，界面前方的温度梯度大。纯金属和一般单相合金稳定生长阶段界面的生长速度 R 可由界面处的热量平衡关系推导出。

$$R=\frac{G_S\lambda_S-G_L\lambda_L}{\rho L} \tag{3.4-67}$$

式中，G_S、G_L 分别为固、液相在界面处的温度梯度；λ_S、λ_L 分别为固相及液相的热导率；ρ 为合金密度；L 为结晶潜热。

对纯金属凝固的平面生长，$G_L>0$，其生长速度仅受传热条件的影响；但对于一般单相合金的平面生长必然受到式（3.4-66）G_L/R 比值的约束。即一般单相合金平面生长要受到传热条件（工艺条件）和式（3.4-66）即合金性质（C_0、m_L、D_L、k_0）的双重约束。并且温度梯度要高，而生长速度要低，因此，工艺因素控制很严格。

2）窄成分过冷区时的胞状生长　当一般单相合金晶体生长符合

$$\frac{G_L}{R}\leqslant\frac{m_L C_0(1-k_0)}{D_L k_0}=\frac{T_0-T_2}{D_L} \tag{3.4-68}$$

条件时，界面前方产生一个窄成分过冷区，式中 T_0-T_2 为原始成分合金的结晶温度范围。如图 3.4-22a 中温度分布梯度 G_2 所示。成分过冷区的存在，破坏了平界面的稳定性，这时，由于偶然的扰动而产生的任何凸起将进入较大的过冷区，使生长速度加快，同时不断向周围液体中排除多余的溶质，相邻凸起之间的凹陷区溶质浓度比凸起前端增加得更快，而凹陷区的溶质向液体中扩散比凸起前端更困难。因此，凸起的快速长大导致了凹陷区溶质进一步富集，见图 3.4-22c。溶质富集降低了凹陷区的液相熔点和过冷度，从而抑制了凸起晶体的横向生长，并形成一些由低熔点溶质汇集区所构成的网络状沟槽。凸起晶体前端的生长受成分过冷区

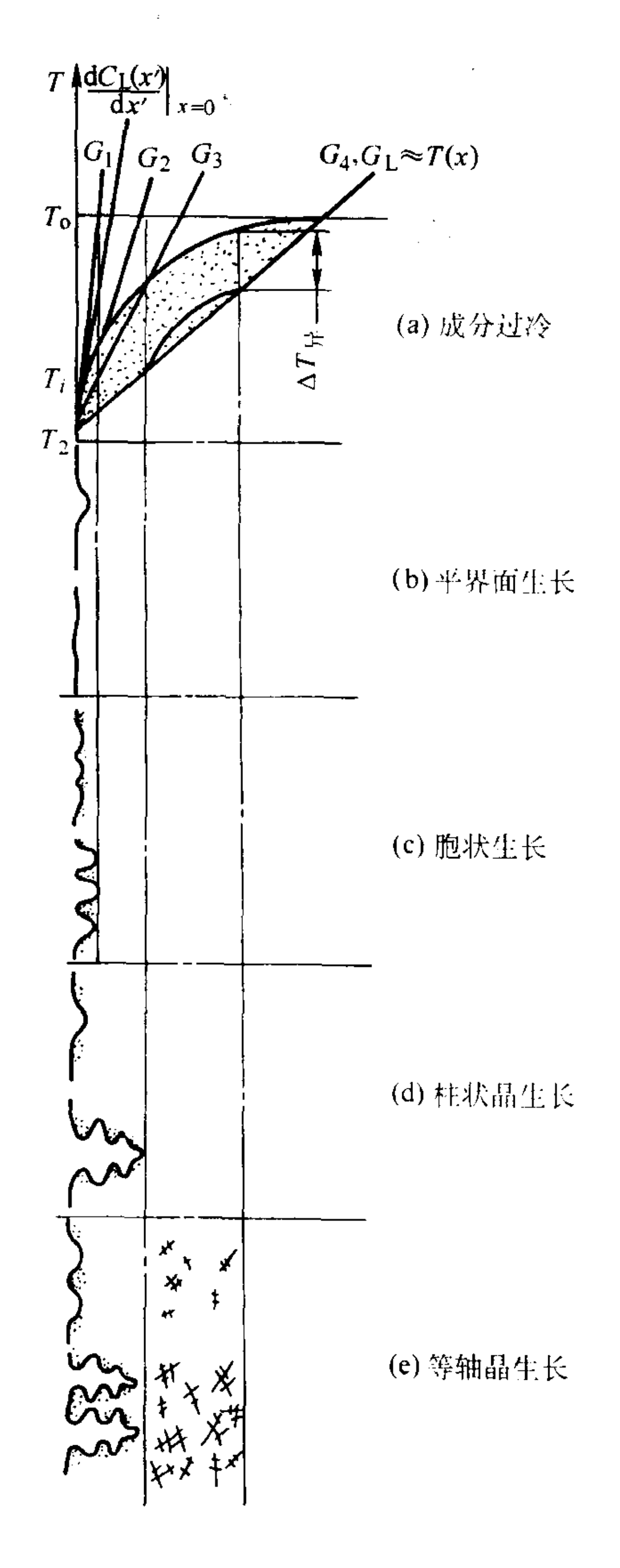


图 3.4-22　成分过冷对晶体生长方式的影响模型

宽度的限制，不能自由地向前伸展。当由于溶质的富集而使界面各处的液相成分达到相应温度下的平衡浓度时，界面形态趋于稳定。这样，在窄成分过冷区的作用下，不稳定的平坦界面就破裂成一种稳定的，由许多近似于旋转抛物面的凸起圆胞和网络状的凹陷沟槽所构成的新的界面形态，称为胞状界面。以胞状界面向前推进的生长方式称为胞状生长。结果形成胞状晶。对于一般金属而言，圆胞显示不出特定的晶面，如图3.4-23所示。而对于小平面生长的晶体，胞晶上将显示出晶体特征的鲜明棱角。

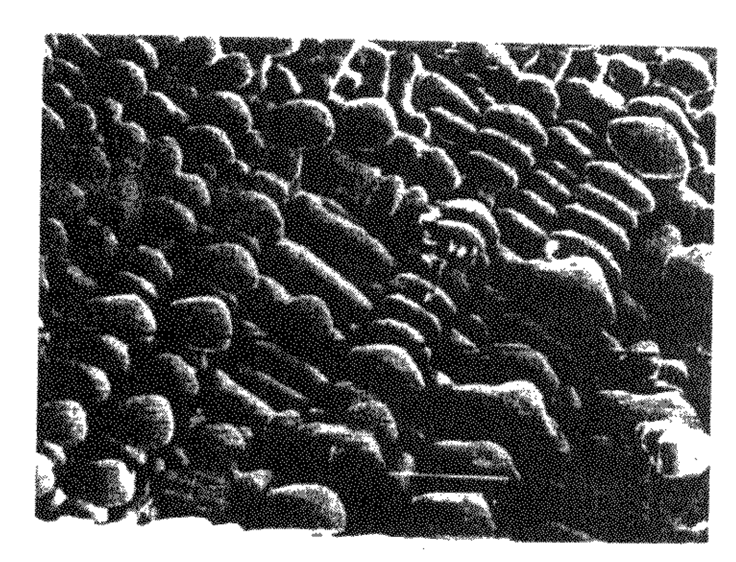


图3.4-23　Fe-C-Ni-Cr合金单向凝固胞状晶扫描电镜照片

试验表明，形成成分过冷区的宽度约在0.01～0.1 cm之间。随着溶质浓度或冷却速度的增大，胞状晶将由不规则变成规则的正六边形，最后变成树枝胞晶，如图3.4-24所示。

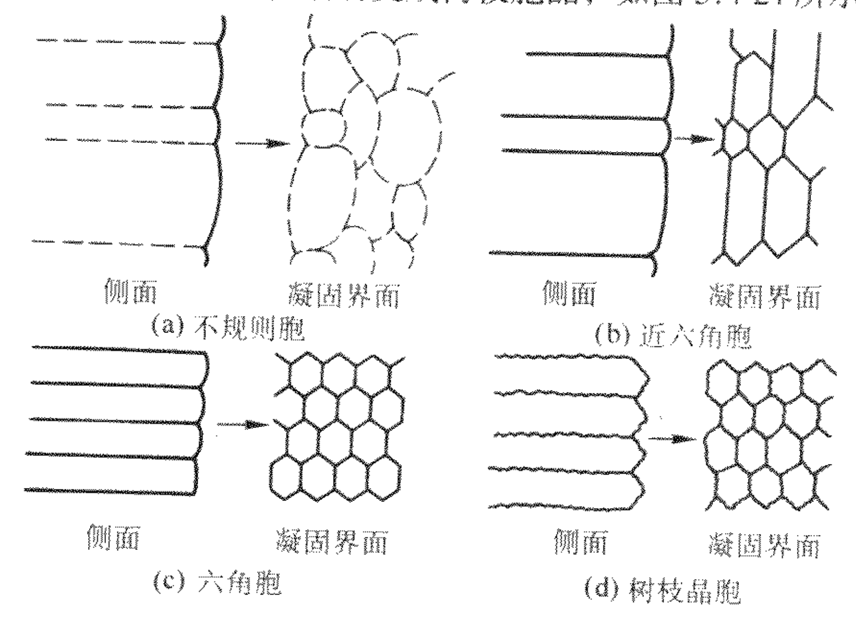


图3.4-24　溶质浓度或冷却速度增大引起晶体形状的变化

3）宽成分过冷区时的柱状枝晶生长

① 柱状枝晶生长　胞状晶的生长方向垂直于固-液界面，而且与晶体学取向无关。随着 G_L/R 比值的减小和溶质浓度的增加，界面前方成分过冷区加宽，如图3.4-22a中温度梯度 G_3 所示。此时凸起晶胞将向液体内伸展更远，面临着新的成分过冷；原来胞晶抛物状界面逐渐变得不稳定。晶体生长方向开始转向优先的结晶生长方向，胞晶的横向也将受晶体学因素的影响而出现凸缘结构（见图3.4-25a、b、c）。当成分过冷加强时，凸缘上开始形成短小的锯齿二次分枝（见图3.4-25d），胞状生长就转变为柱状枝晶生长。如果成分过冷区足够宽，二次分枝在随后的生长中又会在其前端分裂出三次枝晶。这样不断分裂的结果，在成分过冷区迅速形成树枝晶骨架（见图3.4-22d）。在构成骨架枝晶的固-液两相区，随着枝晶的长大和分枝，剩余液体中的溶质不断富集，熔点不断降低，致使分枝周围液体的过冷很快消失，分枝便停止分裂和生长。由于无成分过冷，分枝侧面往往以平面生长方式完成其凝固过程。

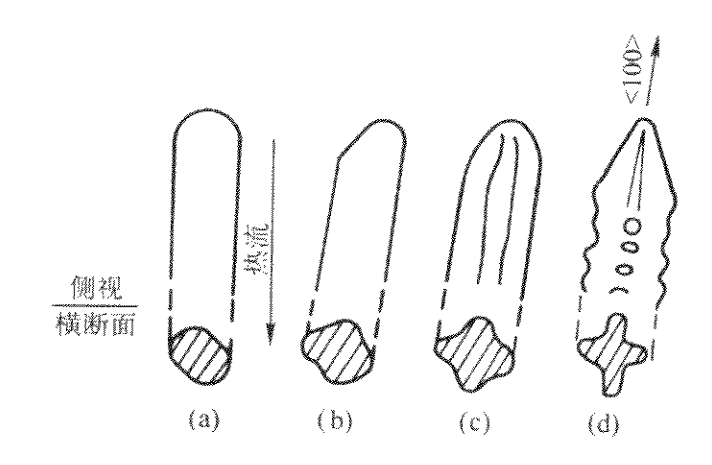


图3.4-25　胞状生长向枝晶生长的转变模型

和纯金属在 $G_L<0$ 下的柱状枝晶生长不同，单相合金柱状枝晶的生长是在 $G_L>0$ 的情况下进行的。和平面及胞状生长一样，是一种热量通过固相散失的约束生长，在生长过程中，主干彼此平行地向着热流相反的方向延伸，相邻主干的高次分枝往往互相连接起来，而排列成方格网状，构成了柱状枝晶特有的板状阵列，如图3.4-26所示。从而使材料性能表现出强烈的各向异性。

② 宏观结晶状态的转变及自由树枝晶生长　当固-液界面前方液体中出现大范围的成分过冷时，成分过冷度的最大值 ΔT_{Cmax} 将大于液体中非均质生核的过冷如图3.4-22a中的 G_4 所示。于是，在柱状枝晶生长的同时，界面前方这部分液体将发生新的生核过程，导致晶体在过冷的液体中自由成核生长，并长成自由树枝晶也称等轴树枝晶，如图3.4-22e所示。等轴晶的生长，阻碍了柱状树枝晶的单向延伸。此后的凝固过程便是等轴晶不断向液体内部推进的过程。

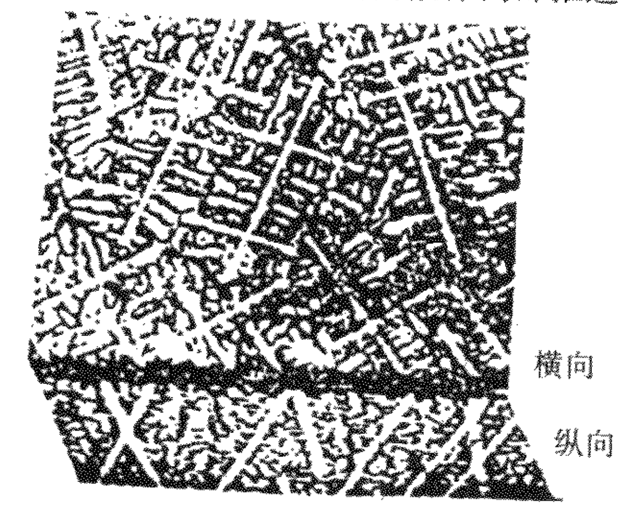


图3.4-26　柱状树枝晶板状结构模型

就合金的宏观结晶状态而言，平面生长、胞状生长和柱状枝晶生长都属于一种自型壁生核，然后由外向内单向延伸的生长方式，称为外生生长。而等轴晶是在液体内部自由生长的，称为内生生长。可见，成分过冷加强了晶体生长方式由外生生长向内生生长的转变。这个转变取决于成分过冷的大小和外来质点异质形核的能力这两个因素。宽范围的成分过冷及具有强形核能力的生核剂，都有利于内生生长和等轴晶的形成。

③ 枝晶的生长方向　上面已谈过，枝晶的生长具有鲜明的晶体学特征，其主干和分枝的生长均与特定的晶向相平行。图3.4-27为立方系枝晶生长方向示意图。对于小平面生长的枝晶结构，其生长表面均为慢速生长的密排面（111）所包围，四个（111）面相交，并构成锥体尖顶，其所指的方向〈100〉向是枝晶的生长方向（见图3.4-27a）。而对于非小平面生长的粗糙界面的非晶体学性质与其枝晶生长中的鲜明的晶体学特征联系起来，目前尚无完善的理论解释。晶体的生长方向依赖于晶体结构特性：面心立方和体心立方晶系为〈100〉晶向；密排六方晶系为〈$10\bar{1}0$〉晶向；体心正方为〈110〉晶向。

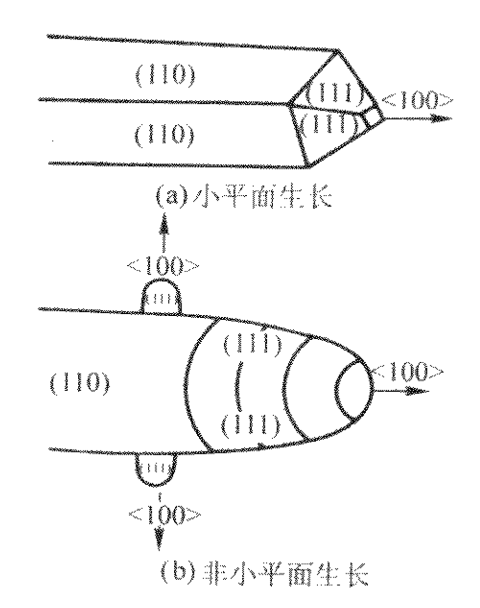


图 3.4-27　立方晶系柱状树枝晶的生长方向

④ 枝晶间距　枝晶间距指的是相邻同次枝晶之间的垂直距离，实际上则用金相视野下测得的各相邻同次分枝之间距离的统计平均值标志之。主干间距（一次间距）为 d_1，二次分枝间距为 d_2，三次分枝间距为 d_3。它是枝晶组织细化程度的表征。枝晶间距越小，组织就越细密，分布于其间的元素偏析范围也就越小，故铸件越容易通过热处理而均匀化，这时的显微缩松和非金属夹杂物也更加细小分散，因而也就越有利于性能的提高。所以近年来枝晶间距问题日益受到人们的重视。出现了许多减小枝晶间距的凝固方法和处理措施。

纯金属的枝晶间距决定于界面处结晶潜热的散失条件，而对一般单相合金，和潜热的散失以及和溶质元素在枝晶间的行为有关。必须把温度场和溶质扩散场耦合起来进行研究。国内外研究者所得到的定性结论一致，但定量结论有多种模型。

$$d_1 = a\left(\frac{1}{G_L R}\right)^{n_1} \tag{3.4-69}$$

$$d_2 = b\left(\frac{\Delta T_S}{G_L R}\right)^{n_2} \tag{3.4-70}$$

式中，d_1、d_2 为一次枝晶间距、二次枝晶间距，a、b 为与合金性质有关的常数；G_L 为测量枝晶间距部位凝固期间界面液相一侧的温度梯度；R 为界面的生长速度；ΔT_S 为该处的非平衡结晶温度范围；n 为指数，$n_1 \approx 1/2$，$n_2 \approx 1/3$。由式（3.4-69）、式（3.4-70）可见：

(a) 决定枝晶间距的首要因素是 G_L 与 R。在晶体生长过程中某处液相温度梯度越高，生长速度越快，则枝晶间距就越小。实际上，$(G_L R)$ 项为该处的冷却速度 v，即 $v = G_L R$。也就是说，铸件某处的局部冷却速度越快，则其枝晶间距越小。

(b) 二次枝晶间距 d_2 还与晶体某处的非平衡结晶温度范围 ΔT_S 有关。实际上 $\Delta T_S / G_L R$ 就是晶体在该处的局部凝固时间 τ_f，即 $\tau_f = \Delta T_S / G_L R$。因此，晶体某处的非平衡结晶温度范围越小或局部凝固时间越短，二次枝晶间距 d_2 也就越小。

(c) 常数项 a、b 表明了合金性质对枝晶间距的影响，但这方面的研究工作还远不够充分。近年来国内相继有人通过试验证明，液态金属中添加微量第三组元元素（如稀土元素）能有效地减小 Al－Mg 合金和 Al－Cu 合金的二次枝晶间距，但其作用机理尚待探讨。

⑤ 分枝的粗化　研究发现，早期凝固出的二次枝晶间距在凝固后期要变得粗大。图 3.4-28 为环乙烷等轴凝固中的枝晶在凝固早期和后期的照片及其二次枝晶臂变化的示意图。可以看出，一次枝晶间距没有什么变化，二次枝晶间距有明显的粗化。二次枝晶间距大小直接影响着成分偏析、第二相及显微孔洞的分布，从而对铸件性能产生影响。T.Z. Kattamis，J.J.Reeves 等人先后对二次枝晶臂粗化过程进行了研究，并分别提出了二次枝晶臂粗化的四种物理模型（见图 3.4-29）：径向熔化模型（模型Ⅰ）、缩颈熔断模型（模型Ⅱ）、轴向熔化模型（模型Ⅲ）与枝晶合并模型（模型Ⅳ）。

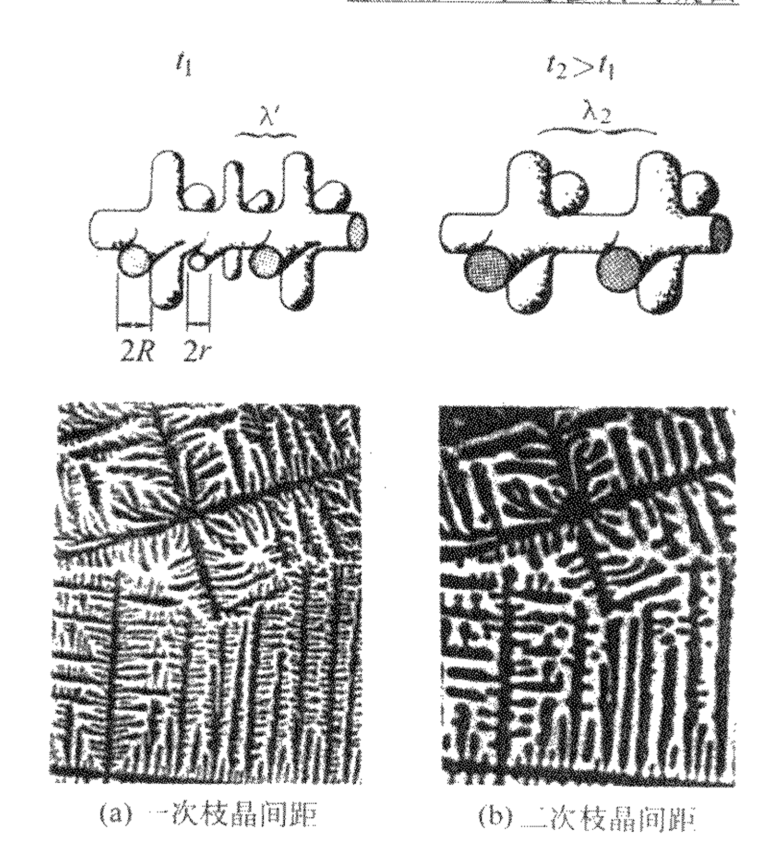


图 3.4-28　环乙烷等轴晶二次枝晶臂凝固过程中的变化

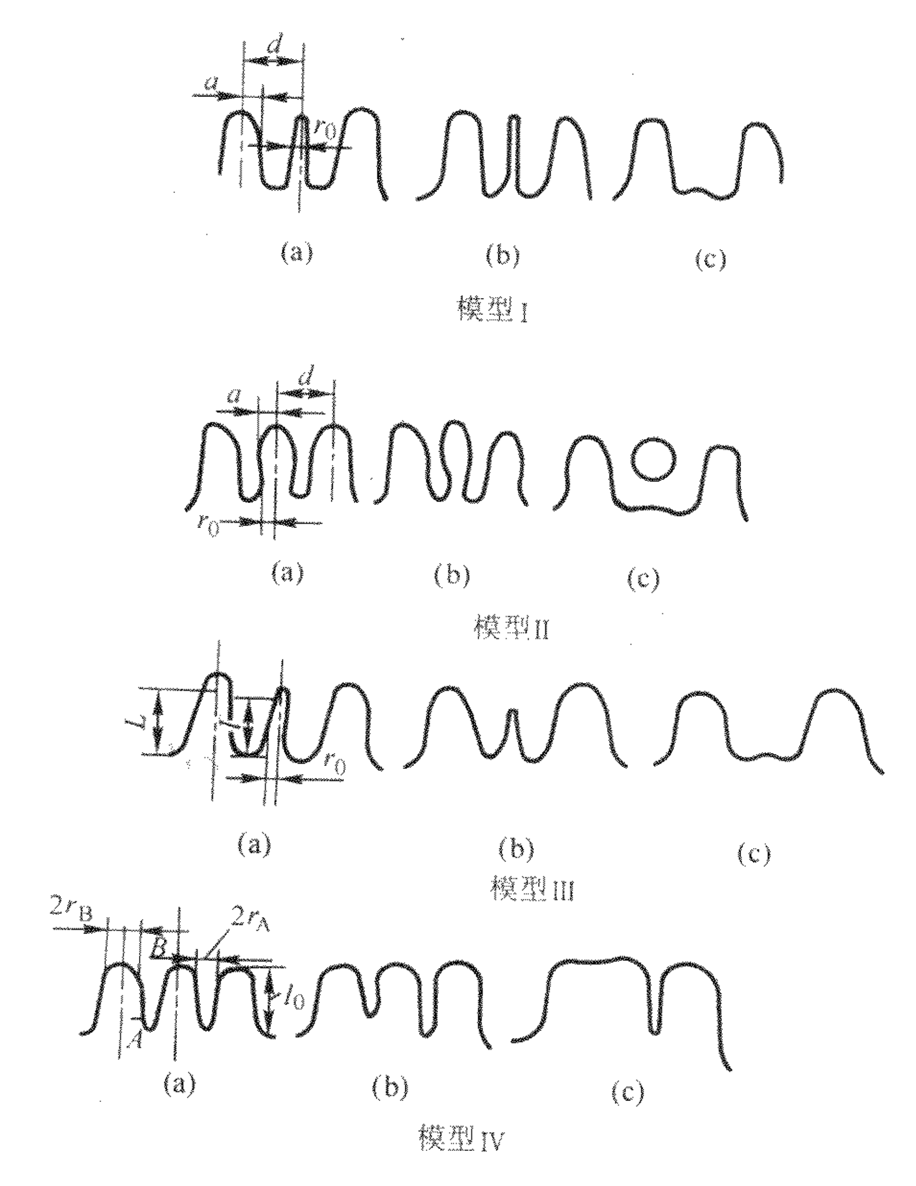


图 3.4-29　二次枝晶臂粗化模型

在枝晶生长过程中，二次枝晶臂由于它们的曲率不同，会造成各枝晶臂附近液相内溶质浓度的差别，枝晶曲率半径越小，附近液相溶质浓度越低，这样，溶质浓度梯度的存在将促使溶质从粗枝晶处向细枝晶处扩散，造成细枝熔化和粗枝变粗。因此，在固－液两相区内停留时间越长，上述过程进行得越充分，二次枝晶间距将变得越大。上述二次枝晶臂粗化的四种模型尽管在形式上各不相同，但它们的实质却是一样的。由此可见，在凝固温度范围内的冷却速度直接影响着分枝

的粗细，也可说明二次枝晶间距对冷却速度更敏感的原因。

实践表明，平面生长和胞状生长只存在于严格控制生长条件 G_L/R 和合金成分 C_0 的单向结晶或单晶生长过程中，而大多数合金在一般铸造条件下总是按枝晶生长方式结晶，并且往往呈现出高度分枝的形态。枝晶结构对铸件的力学性能有显著的影响，残存在枝晶间饱含溶质的液相，将导致铸件偏析、缩松、夹杂和热裂纹等的产生。因此枝晶生长和铸件质量有着十分密切的关系。

最后，以图3.4-30和图3.4-31作为本节内容的小结。

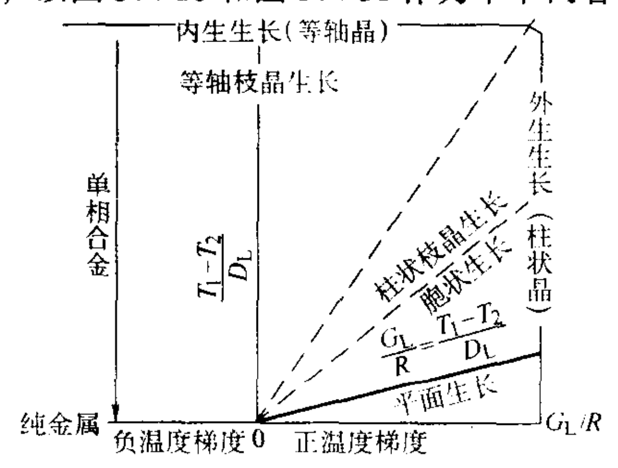


图3.4-30　金属性质 $(T_1-T_2)/D_L$ 和工艺条件 G_L/R 对纯金属和一般单相合金结晶特点影响的示意图

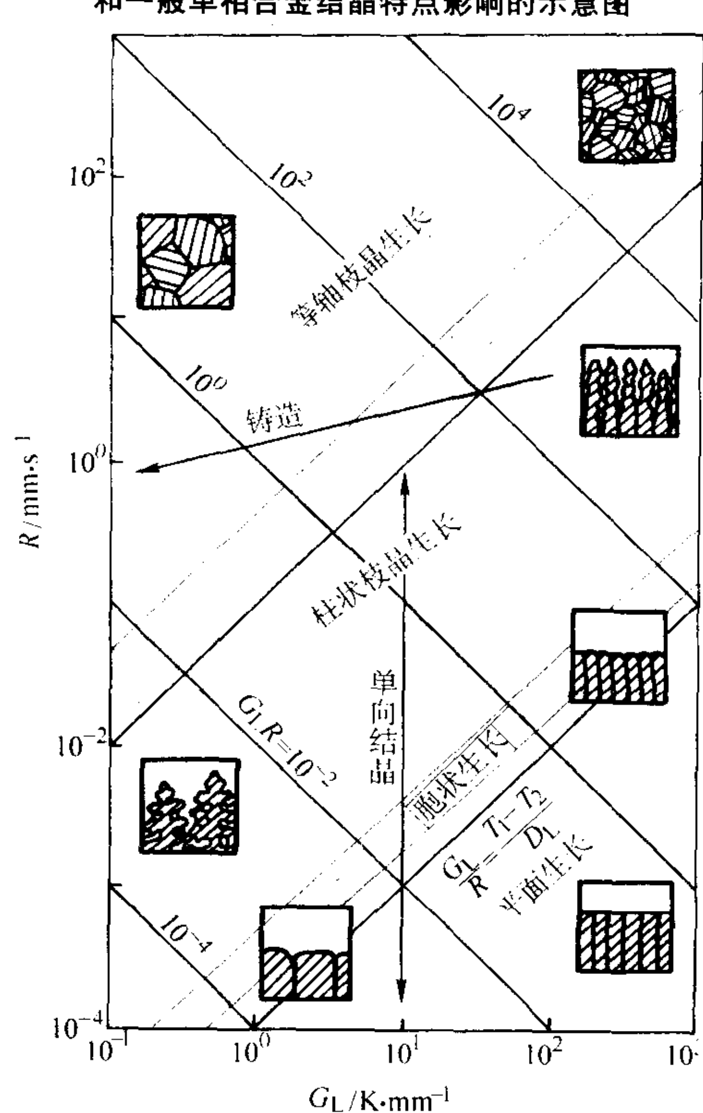


图3.4-31　工艺参数 G_L 和 R 对单相合金结晶特点的影响（$T_1-T_2\approx50K$）

如图3.4-30所示，一般单相合金结晶时的界面生长方式和晶体结构形态取决于工艺条件和成分条件共同作用下的成分过冷。纯金属的结晶特点可作为一般单相合金的一个特例而归于图中，它只是由热过冷所控制的。图3.4-31表明，对一定成分的单相合金的结晶过程，工艺条件 G_L 和 R 则是支配晶体结构形态和细化程度的主要参数。G_L/R 的数值从右下方向左上方逐次递减，晶体的结构形态也逐渐从平面前沿的柱状晶发展成为树枝状结构的等轴晶（图中灰色条带为结构形态的转变区）；与此同时，G_LR 的大小则控制着各种结构形态的微观尺度。随着 G_LR 自左下方向右上方逐渐增大，组织细化程度也逐渐增加。在单向凝固中，可以独立地改变 G_L 和 R，可获得各种不同结构形态和细化程度的组织。在铸造生产中，冷却速度 $v=G_LR$ 受到合金和铸型热物理性质的制约，G_L 和 R 不能各自独立控制，只能在图示范围内变化。快速冷却有利于组织的细化，但高的温度梯度却不利于等轴晶的形成；相反，慢速冷却又易于形成粗大的等轴晶。

3.4　界面稳定性理论

界面稳定性理论是由 Mullins 和 Sekerka[20~23] 在1964年提出来的。它们认为，成分过冷准则只考虑凝固界面前沿温度梯度和浓度梯度对界面形态的影响，但实际上晶体生长过程中界面还受到固相热传导、结晶潜热以及固－液界面张力的干扰，而这种干扰是不可避免的。固－液界面是由无穷小的正弦波所组成（见图3.4-32）。界面的稳定性取决于正弦波的振幅随时间的变化率，如果振幅随时间而增大，固－液界面是不稳定的，相反，如果振幅随时间而减小，固－液界面是稳定的。为了简化分析，假设：固－液界面处于平衡态；各向同性的界面能；无对流。从而得到界面稳定性方程式

$$\frac{G_L}{R}+\frac{\rho_L H}{2\lambda_L}\geqslant-\frac{m_L C_0(1-k_0)}{kD_L}\times\frac{\lambda_S+\lambda_L}{2\lambda_L}\varphi \quad (3.4\text{-}71)$$

式中，λ_S、λ_L 分别为固体和液体的热导率；R 为凝固速率；ρ_L 为液体密度；H 为熔化潜热；m_L 液相线斜率；φ 为量纲为1的稳定性函数(取决于合金性质)。

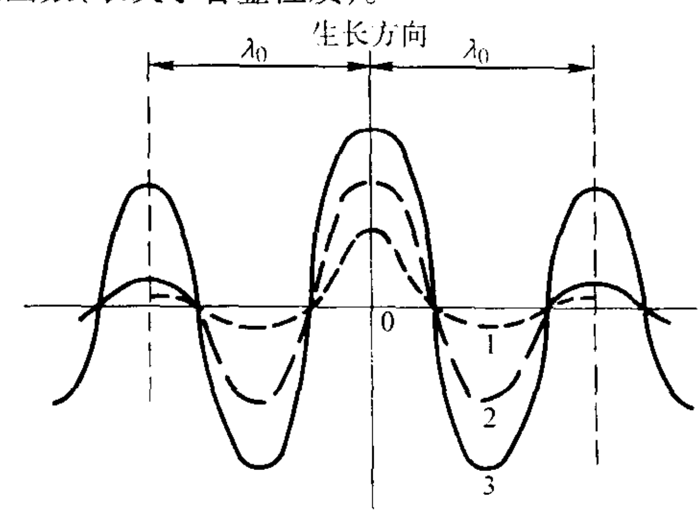


图3.4-32　液－固界面处形成的扰动不稳定扰动，按生长方向增大，沿波长 λ_0 横向展开

式（3.4-71）与成分过冷判别式的区别只在于三项数值：$H/2\lambda_L$、$(\lambda_S+\lambda_L)/2\lambda_L$ 和 φ。当三项分别接近于0，1和1时，式（3.4-71）则与成分过冷判别式（3.4-64）相同。严格的界面稳定性理论与成分过冷理论相比扩大了平界面的稳定性区，这是由于它考虑到了界面能、结晶潜热及溶质沿界面扩散的影响，所有这些对平界面的稳定都能作出贡献。但是，在 G_L/R 值较大时，它却使稳定区稍有缩小，这是由于液、固相热导率之差值（$\lambda_L-\lambda_S$）变小及结晶潜热放出速度变小引起的，成分过冷准则没有考虑这些影响。

4　共晶合金的凝固

4.1 概述

（1）共晶合金的分类及共晶组织的特点

一般而言，任何两种或两种以上的元素，都有可能组成共晶系，而形成二元、三元、四元共晶合金。仅二元合金就有上千种，加上三元、四元共晶，其数量是巨大的。然而迄今人们熟悉的共晶只有一百多种，常用的仅几十种而已。共晶合金的组织和组成相的特性与两相的耦合情况相关，并受凝固条件的影响，因而要比单相合金的凝固组织复杂得多。

根据组成相的晶体学生长方式，可将共晶合金分为规则共晶和非规则共晶两大类。

1）规则共晶　由金属－金属相或金属－金属间化合物

相，系非小平面 - 非小平面相组成。如 Sn - Pb、Ag - Cu、Al2 - Cu 和 Al - AlNi3 等都属于此类。组成相的形态为规则的棒状或层片状，如图 3.4-33 所示。其影响共晶生长的因素为热流方向和两组元在液相中的扩散。溶质的横向扩散，使两相的长大互相依存。当共晶生长时，两相并排的长大，且固 - 液界面保持宏观上的平界面。

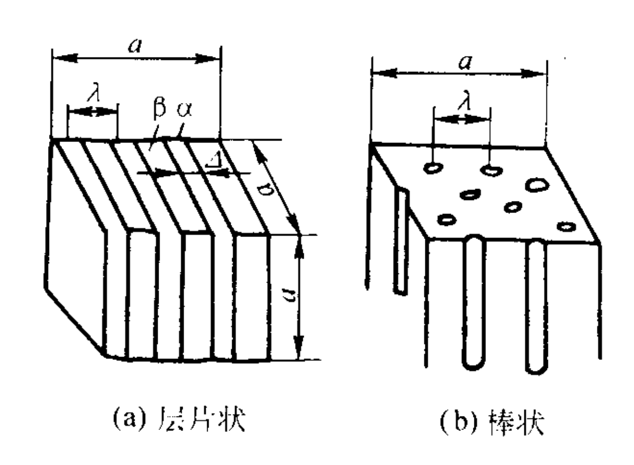


图 3.4-33　规则共晶组织
a—体积元尺寸；λ—共晶层片间距；
α、β—分别代表共晶两相；Δ—α 相层片厚度

2）非规则共晶　一般由金属 - 非金属（非小平面 - 小平面）相或非金属 - 非金属（小平面 - 小平面）相组成，如 Fe - C、Al - Si 这两种工业生产中常用的合金以及 Pb - Sb、Sn - Bi 和 Al - Ge 等共晶合金。其组织形态根据凝固条件（化学成分、冷却速度、冶金处理）的不同而变化。小平面相的各向异性，导致其晶体长大具有强烈的方向性。固 - 液界面为特定的晶面，在共晶长大过程中，虽然共晶两相也依靠液相中原子扩散而协同长大，但固 - 液界面不是平整的，而是极不规则的。小平面的长大属二维生长，它对凝固条件的反应极其敏感，因此非规则共晶组织的形态是多种多样的。

（2）近平衡状态下的共晶共生区

根据相图，在平衡条件下，只有具有共晶成分这一固定成分的合金才能获得全部的共晶组织。但在近平衡凝固条件下，即使非共晶成分的合金，从热力学考虑，当其较快地冷却到两条液相线的延长线所包围的影线区域时（见图 3.4-34），液相内两相组元达到过饱和，两相具备了同时析出的条件，但一般总是某一相先析出，然后再在其表面上析出另一相，于是便开始两相的竞相析出的共晶凝固过程，最后获得全部的共晶组织。这样的非共晶成分而获得的共晶组织称为伪共晶组织，影线区域称为共晶共生区，如图 3.4-34a 所示。共生区确定了共晶凝固特定的温度和成分范围。

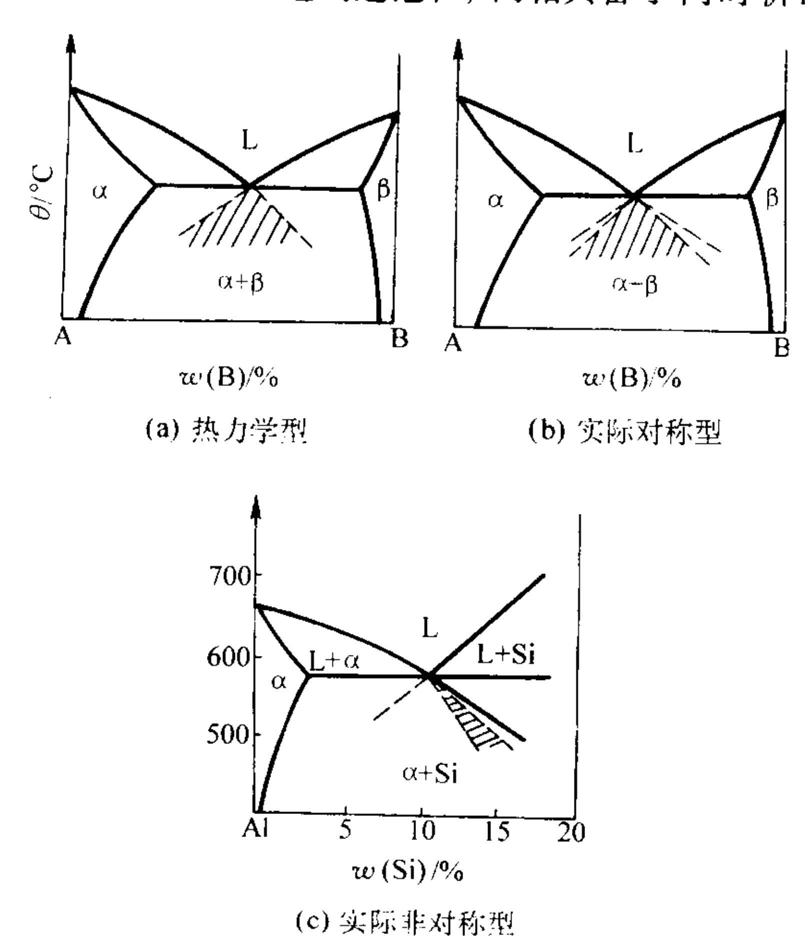


图 3.4-34　共生区（影线部分）示意图

如果仅仅从热力学角度分析，共晶共生区如图 3.4-34a 所示。然而共晶凝固不仅与热力学因素有关，而且在很大程度上取决于两相在动力学上的差异。因此，实际共晶共生区必须将热力学和动力学因素综合考虑，实际的共晶共生区可分为对称型（图 3.4-34b）和非对称型（图 3.4-34c）。

1）对称型共晶共生区　当组成共晶的两个组元熔点相近，两条液相线形状彼此对称，共晶两相性质相近，两相在共晶成分附近析出能力相当，因而易于形成彼此依附的双相核心；同时两相在共晶成分附近的扩散能力也接近，因而也易于保持两相等速的协同生长。因此其共生区以共晶成分 C_E 为对称轴，而成为对称型共晶共生区。非小平面 - 非小平面共晶合金的共生区属此类型。

2）非对称型共晶共生区　当组成共晶的两个组元熔点相差较大，两条液相线不对称，共晶点通常靠近低熔点组元一侧，共晶两相的性质差别很大，共晶成分附近的低熔点相在非平衡结晶条件下比高熔点相更易于析出，其生长速度也较快。因此结晶时容易出现低熔点组元一侧的初生相。因此就不能得到 100% 的共晶组织，而得到以低熔点相为初生相的亚共晶组织。为了满足共生生长所需要的基本条件，就需要合金液在含有更多高熔点组元成分的条件下进行共晶转变。因而其共晶区失去了对称性，而往往偏向于高熔点组元一侧；两相性质差别越大，则偏离越严重。大多数非小平面 - 小平面共晶合金的共晶共生生长区属此类型，如 Al - Si、Fe - C 合金等。

实际上共晶共生区的形状并非像图 2.4-34 那样简单，它的多样性取决于液相温度梯度、初生相以及共晶生长速度与温度的关系。如图 3.4-35 所示，阴影部分为温度梯度 $G_L > 0$ 时，呈现"铁砧式"的对称型金属 - 金属共晶共生区。可以看出，当晶体长大速度较小时（阴影区的上部），此时为单向凝固的情况，可以获得平直界面的共晶组织。随着长大速度或过冷度的增加，共晶组织将变为胞状、树枝状，最后成为粒状（等轴晶）。

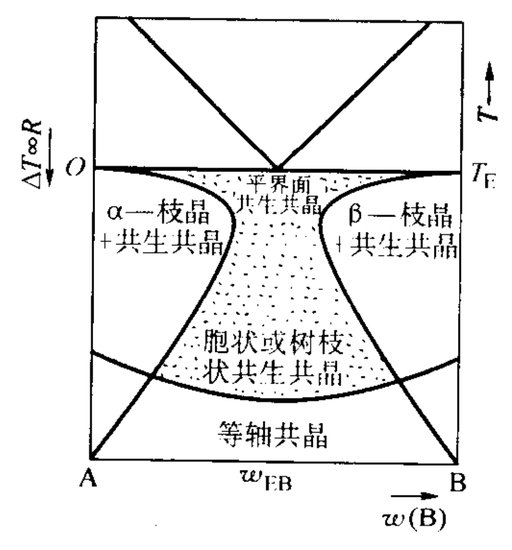


图 3.4-35　非小平面 - 非小平面共晶共生区

4.2　规则共晶凝固（非小平面 - 非小平面共晶合金的结晶）

（1）层片状共晶的生长

1）形核与长大　层片状共晶组织是最常见的一类规则共晶组织，组织中共晶两相呈片状交迭生长。一般情况下，其长大速度在四周各个方向上是均一的，因此它具有球形长大的界面前沿。片状共晶合金的凝固过程如图 3.4-36 所示。根据形核理论在液相中析出呈球形的 α 领先相（见图 3.4-

36a)，即α相为共晶核心。由于两相性质的相近，β相以α相为衬底依附其侧面析出长大。β相析出又促进α相依附β相侧面长大（见图3.4-36b)，如此交替搭桥式地长成如散射状球形共晶（见图3.4-36c)。共晶中两相交替成长，并不意味着每一片都要单独形核，其长大过程是靠搭桥的办法（见图3.4-37）使同类相的层片进行增殖。这样就可以由一个晶核长出整整的一个共晶团。这种共晶团也可称为共晶晶粒，从图3.4-38中可以明显地看出几个不同的共晶晶粒。

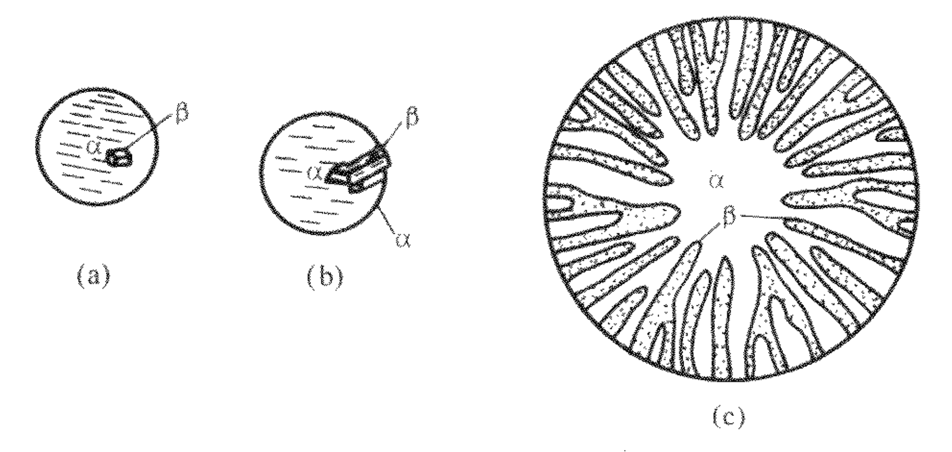


图3.4-36 球形共晶的形核与长大

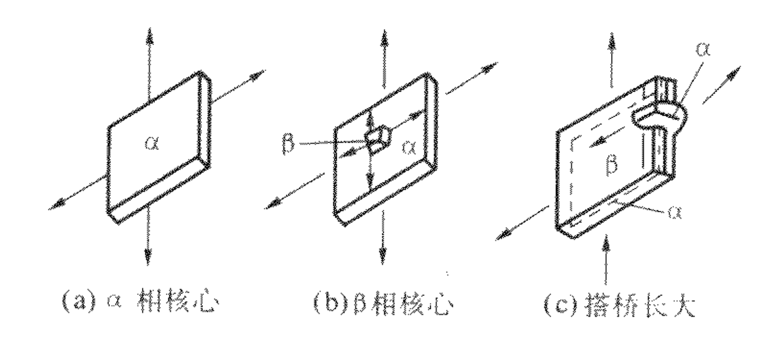


图3.4-37 层片状共晶搭桥式长大过程

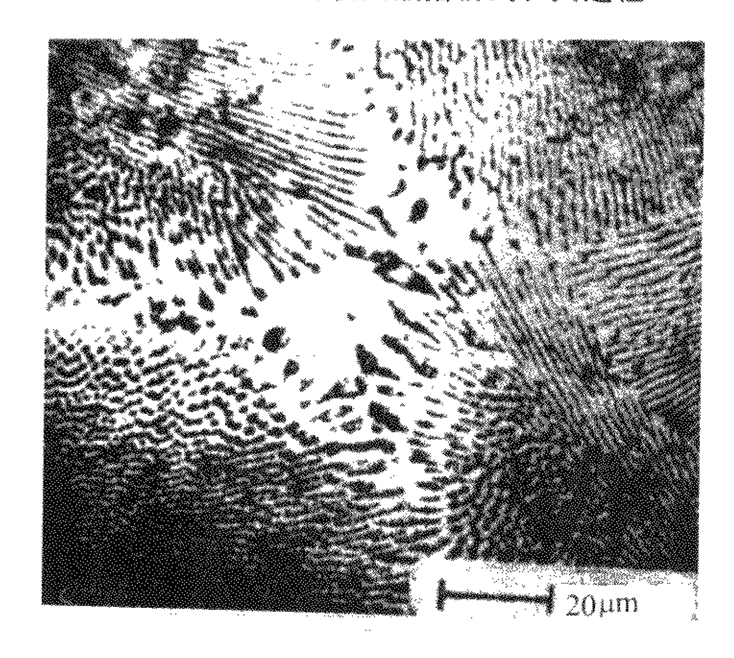


图3.4-38 Pb-Cd共晶晶粒

2）共晶的稳态长大与层片间距 片状共晶组织的重要参数是共晶间距，即α相与β相的片间距。为研究共晶间距需要建立共晶生长模型。共晶生长的经典模型是Jackson-Hunt模型。认为片间距λ很小时，在长大过程中溶质的横向扩散是主要的。如图3.4-39所示，α相生长排除组元B，而β相生长排除组元A，这样α相前沿富集B元素，而β相前沿富集A元素，在长大过程中，A、B组元在凝固界面前沿液相内相互横向扩散，这样就保证了同时结晶出两个不同成分的相，而液相仍维持原来的成分 C_E，结晶出来的两个相的平均成分也是原来的共晶成分。但必须指出的是，在固-液界面前沿很小的距离（层片间距）范围内，液相成分是极不均匀的，如图3.4-40b所示。α相中央前距离β相较远，排除的B原子不可能像两相交界处的前沿那样快速地扩散，因此这里B原子富集较多，而越靠近α相边缘，B原子富集得越少，两相交界处几乎没有富集，为共晶成分 C_E。同理，β相中央和两相交界处也是这样。这样α相和β相边缘的生长速度大于中央的生长速度，形成如图3.4-40d所示的界面，边缘的曲率半径 r_1 小，中央的曲率半径 r 大。界面前溶质的再分配将产生 ΔT_C 成分过冷，其过冷度表达式为

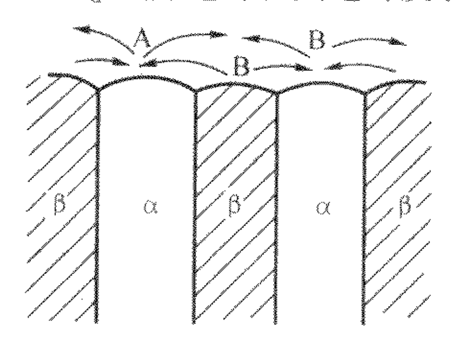


图3.4-39 共晶长大时的溶质扩散

$$\Delta T_C = T_E - T_{L\infty} = m_L(C_E - C_L^*) \qquad (3.4\text{-}72)$$

式中，T_E 为平衡共晶温度；T_L 为具有无限大曲率半径的界面上平衡液相线温度；m_L 为液相线斜率；C_L^* 为界面前沿液相成分。

ΔT_C 呈抛物线分布，两相中央界面的成分过冷度大，而两相交界处几乎为零（见图3.4-40c)。

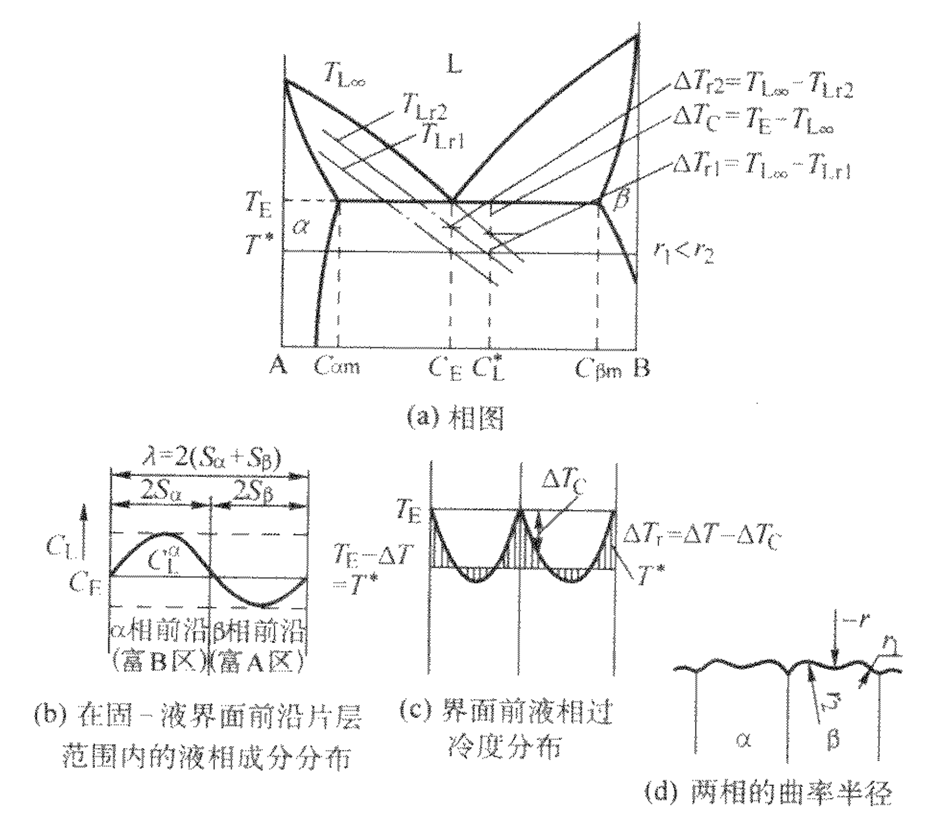


图3.4-40 片状共晶生长的J-H模型

由于α及β相中央和边缘曲率半径不同，则由曲率半径所引起的液相过冷度 ΔT_r 将发生改变。设α和β相与其前沿液相的接触部分为半圆柱体，则 ΔT_r 为

$$\Delta T_r = \frac{\sigma T_E}{\Delta H_m \rho_S r} \qquad (3.4\text{-}73)$$

式中，σ 为界面张力；ΔH_m 熔化焓；ρ_S 为固相密度；r 为曲率半径。

由式（3.4-73）可以看出，界面曲率半径越小，由其引起的液相过冷度 ΔT_r 越大。这种晶体表面曲率半径的差别自动地调整了整个固-液界面前沿的过冷度 ΔT，使之完全一致。

$$\Delta T = \Delta T_C + \Delta T_r = T_E - T^* \qquad (3.4\text{-}74)$$

式中，T^* 为界面实际温度。

这样，Jackson-Hunt模型将凝固归结为对凝固界面前沿液相溶质扩散场的求解和过冷度的分析。经求解后得到凝固界面的过冷度为

$$\Delta T = \frac{m_L(C_{\alpha m} - C_{\beta m})}{\pi^2 D_L} R\lambda + \frac{\sigma}{\Delta S\lambda} \qquad (3.4\text{-}75)$$

式中，$C_{\alpha m}$、$C_{\beta m}$ 为分别为平衡相图α、β共晶温度时的固相成分（见图3.4-40a)；R 为界面长大速度；λ 为层片间距；ΔS 为熔化比熵。

式（3.4-75）表示 ΔT、λ、R 三者之间的关系。在长大

速度一定的情况下，再根据最小过冷度原理，即当生长速度给定后，共晶相生长的实际间距应使生长过冷度获得最小。这样对式（3.4-75）微分，并令 $d\Delta T/d\lambda=0$，则可求得最小过冷度时的 λ 值

$$\lambda = AR^{-\frac{1}{2}} \tag{3.4-76}$$

式中，A 为与合金性质有关的常数。

由式可见，共晶层片间距 λ 与凝固速度 R 的平方根成反比，即凝固速度越大，片间距越小，这已被试验数据所证明。

（2）棒状共晶

规则共晶的另一种形式是棒状共晶。在该组织中一个组成相以棒状或纤维状形态沿着生长方向规则地分布在另一相的连续基体中，如图 3.4-41 所示。设棒状相为 α 相，则 β 相的晶界为正六角形。规则共晶究竟出现棒状还是层片状结构，这取决于共晶中 α 相与 β 相的体积分数和第三组元的影响。

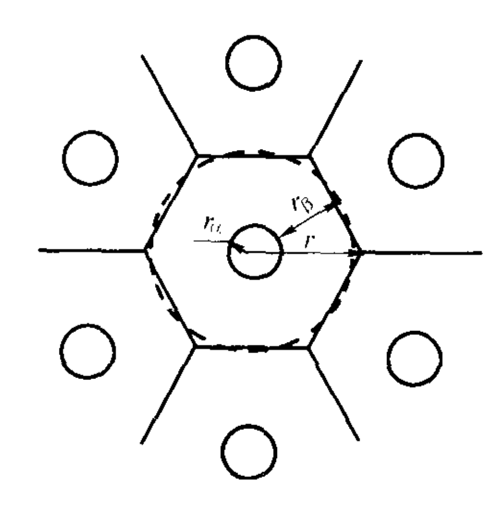


图 3.4-41　棒状共晶生长横截面示意图

1）共晶中两相体积分数的影响　规则共晶以棒状还是层片状生长是由两个组成相的总界面能决定的，符合总界面能最小原理。假定共晶组织中两个组成相的界面能是各向同性的，则当某一相的体积分数小于 $1/\pi$ 时，该相以棒状生长。如果体积分数在 $1/\pi \sim 1/2$ 之间时，两相则以层片状生长。

但需指出的是，片状共晶中两相间的位相关系比棒状共晶中两相位相关系更强。因此，在片状共晶中，相间界面更可能是低界面能的晶面。在这种情况下，虽然一相的体积分数小于 $1/\pi$，也会出现片状共晶而不是棒状共晶。

2）第三组元对共晶结构的影响　当第三组元在共晶两相中的溶质分配数量相差较大时，其在某一相的固 - 液界面前沿富集，将阻碍该相的长大；而另一相的固 - 液界面前沿由于第三组元的富集较少，其长大速度较快。于是，由于搭桥作用，落后的一相将被长大快的一相隔成筛网状组织，继续发展则成棒状组织，如图 3.4-42 所示。通常在层片状共晶的交界处看到的棒状共晶组织就是这样形成的。

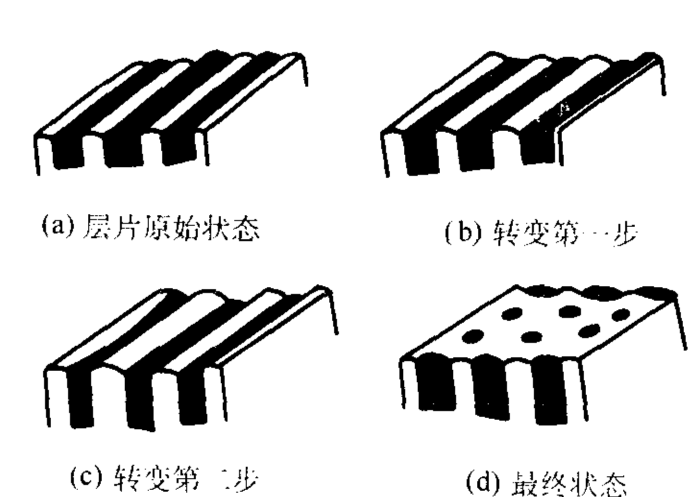


图 3.4-42　层片状共晶转变为棒状共晶示意图

棒状共晶可用与六角形等面积的圆半径 r 取代层片间距 λ，作为共晶组织的特征尺寸。根据 Jackson - Hunt 生长模型求解，可以获得与层片状共晶间距相同的表达式。

4.3　非规则共晶凝固（非小平面 - 小平面共晶合金的结晶）

这类共晶合金两相性质差别较大，共生区往往偏向于高熔点的非金属组元一侧。小平面相在共晶生长中的各向异性行为决定了共晶两相组织结构的基本特征。由于平整界面本身存在着多种不同的生长机理，故这类共晶合金比非小平面 - 非小平面的规则共晶合金具有更为复杂的组织形态变化。即使是同一种合金，在不同的条件下也能形成多种形态互异、性能悬殊的共晶组织。同时对生长条件的变化也表现出高度的敏感。最具有代表性的是 Fe - C 和 Al - Si 两种合金。

（1）非规则共晶合金的共生生长

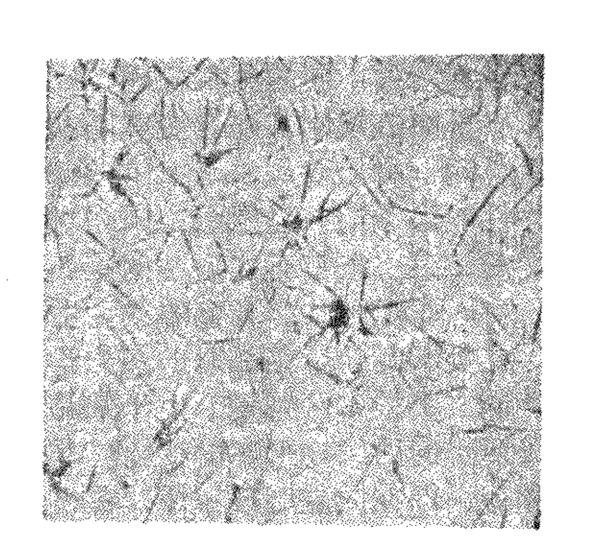
此类共晶合金结晶时的热力学和动力学原理与规则合金的相同。其根本区别是，由于共晶两相在结晶特性上的巨大差异所引起的结构形态的变化。非规则共晶的形核与规则共晶相似，即在共晶温度以下，领先相独立地在液相中长大，之后第二相依附于领先相形核，一旦两相同时存在时，共晶的两相即按交替搭桥的方式同时进行长大。在通常的铸造条件下，它们和规则共晶一样，一个共晶晶粒的外形是一球体，这种共晶球体也称共晶团胞。在共晶团胞的内部，两相不是层片或棒状结构，而是互相连接在一起的排列非常紊乱的分枝，如图 3.4-43 所示。另外，由于非规则共晶两固相熔点一般来说相差很大，所以其共晶共生区偏向于高熔点一方也更突出，如果高熔点相为领先相，在其析出之后，第二相像光环一样将它包围起来，一直到进入共生区后，两相才开始搭桥长大。因此在这类共晶中，光环（或称晕圈）状的双相结构组织是经常出现的。

在前述的规则共晶合金的共生生长中，两相的固 - 液界面都是平衡且等温的，两相齐头并进，互相依存。在非规则共晶合金的共生生长中，小平面相的固 - 液界面是非等温的，呈各向异性生长。共晶两相虽以合作的方式一起长大，但共生界面在局部是不稳定的。小平面相的快速生长方向伸入到界面前方的液相中率先进行生长，而第二相则依靠领先相生长时排除的溶质的横向扩散获得生长组元，跟随着领先相一起长大，因而整个固 - 液界面是参差不齐的，见图 3.4-43b。领先相的生长形态决定着共晶两相的结构形态。例如，在 Fe - C 合金的共生生长中，领先相石墨以旋转孪晶生长机理顺着〈10$\bar{1}$0〉方向呈片状生长，而奥氏体则以非封闭晕圈形式包围着石墨片的（0001）面跟随着石墨片一起长大。在生长中，伸向液体的石墨片前端通过旋转孪晶的作用不断改变生长方向而发生弯曲，并不断分枝出新的石墨片。奥氏体则依靠石墨片生长过程中在其周围形成的富 Fe 液相层而迅速生长，并不断将石墨片的侧面包围起来。最终形成的共生共晶组织是在奥氏体的连续基体中生长着一簇与其热流方向大致相近，但石墨片分布却是高度紊乱的两相混合体。在 Al - Si 合金共生生长中，当领先相 Si 以反射孪晶生长机理在界面前沿不断分枝生长时，形成的共生共晶组织是在 α - Al 的连续基体中分部着紊乱排列的板片状 Si 的两相混合体，图 3.4-44a。当领先相 Si 呈三维蛛网状层片生长时，则形成蛛网状结构的共生共晶组织，图 3.4-44b。在金相磨片上，共晶组织中的 Si 片似乎是互不相连的独立小板片，而扫描电镜观察表明，如同 Fe - C 合金中的共晶石墨片一样，它们都是相互连接在一起的整体。

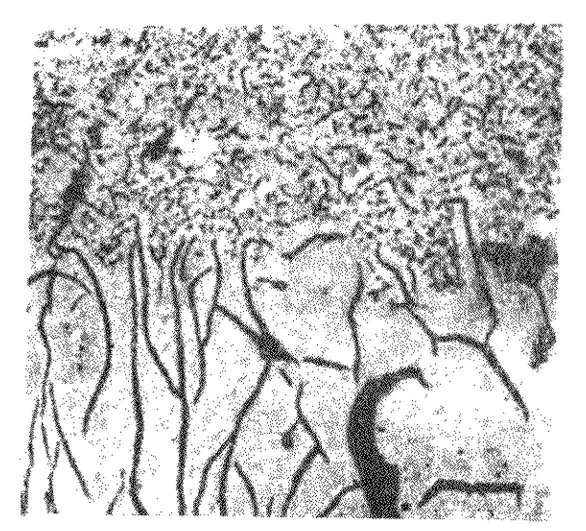
（2）第三组元的影响与变质处理

在非小平面 - 小平面共晶合金中，共晶两相的结构特征对其力学性能有着非常重大的影响。如上所述，共晶两相的

结构特征是由小平面相各向异性的界面生长动力学过程所决定的。实践证明，微量第三组元的存在能显著地影响小平面相的界面生长动力学过程，从而支配共晶两相组织结构的变化。例如，在高纯度 Fe－C 合金共晶凝固中，往往出现领先相石墨的（0001）面按螺旋位错生长机理沿〈0001〉方向垂直生长，从而形成球状石墨结构的离异共晶组织。在一般工业用 Fe－C 合金中，由于 O、S 等第三组元杂质的影响，共晶石墨则以旋转孪晶生长机理沿〈10$\bar{1}$0〉方向生长，从而形成片状石墨结构的共生共晶组织。如果再在这种铁液中加入微量的镁或铈等所谓球化元素，则也可在工业用 Fe－C 合金中得到球状石墨的离异共晶组织。再如，在 Al－Si 共晶合金中加入微量 Na，可使板片状 Si 大大细化，并逐渐转变为纤维状 Si 的共晶组织。

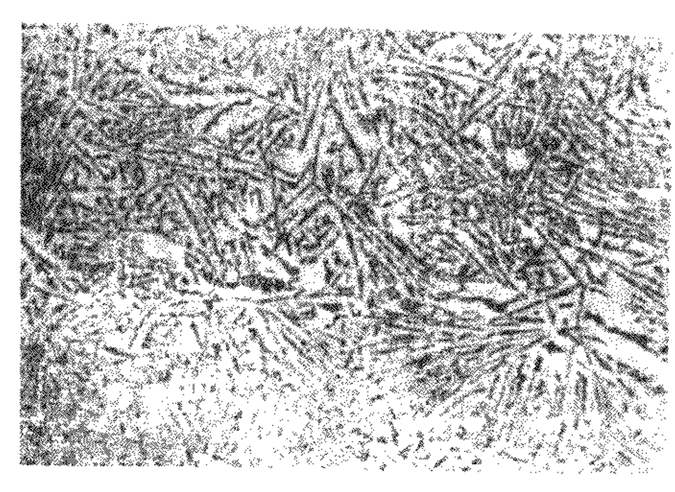


(a) 铁素体灰口铸铁（×50）

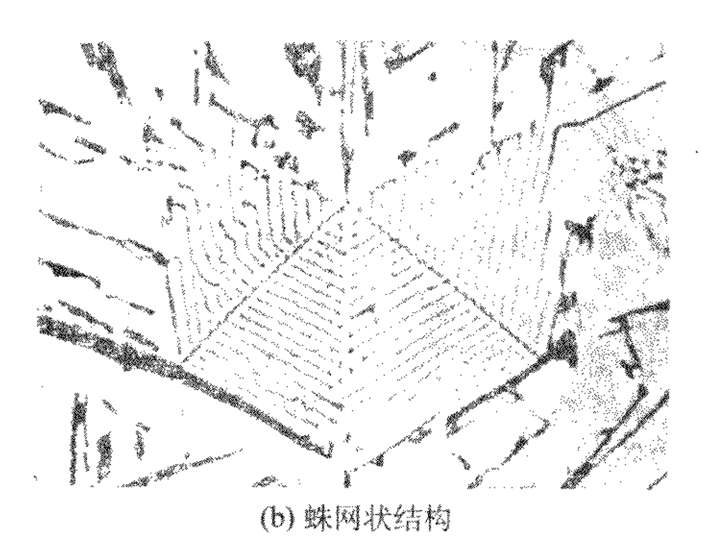


(b) Fe－C 共晶合金单向凝固固－液界面

图 3.4-43 共晶灰铸铁的显微组织



(a) 板片状结构



(b) 蛛网状结构

图 3.4-44 Al－Si 合金的共生共晶组织

虽然各种第三组元物质对不同的非规则共晶合金结构形态的影响机理仍是一些众说纷纭而尚待进一步深入探讨的问题，但这种现象的存在已被人们所认识，并被广泛地应用于生产实践中。在工业生产中，通过向金属液加入某些微量物质以影响晶体的生长机理，从而达到改变组织结构，提高力学性能的目的。这种处理工艺称为变质处理（Modification）。目前变质处理已经成为控制铸件结晶组织的一种非常重要的手段。

5 包晶合金的凝固

5.1 包晶合金的凝固特点

包晶合金是较常见的一类工程合金，如 Fe－C 合金、Fe－Ni合金、Cu－Sn 合金、Ti－Al 合金、Cu－Zn 等都是常见的包晶合金，其典型特征是冷却时液相 L 与初生相 α 生成次生相 β，即 L＋α→β，如图 3.4-45 所示即为典型的包晶合金相图，定义 T_P 为包晶反应温度，C_α、C_p、C_L 分别为此温度下的初生相成分、包晶相成分和液相成分。成分介于 C_α 和 C_L 之间的包晶合金凝固时均可以发生一定程度的包晶反应。

按相图中次生 β 相区的特征将包晶反应分为三类（见图 3.4-46）：在 A 类中，固溶转变线 C_β^α 与 β 固相转变线 C_β^L 的斜率符号相同（见图 3.4-46a）；B 类中两线的斜率符号相反（见图 3.4-46b），如等原子比附近的 Ti－Al 包晶合金属于这一类型；而 C 类中 β 相只在一个相当窄或单一的成分范围内存在（见图 3.4-46c），如十面体准晶合金 $Al_{72}Ni_{12}Co_{16}$ 则属于这一类。

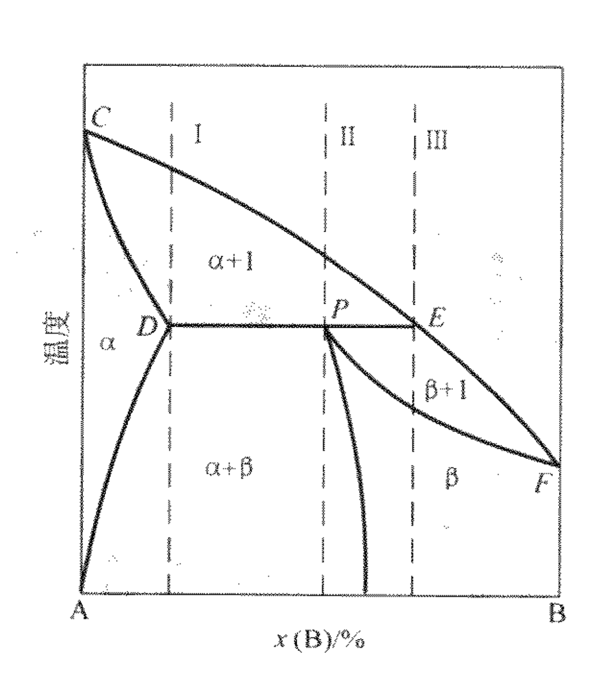
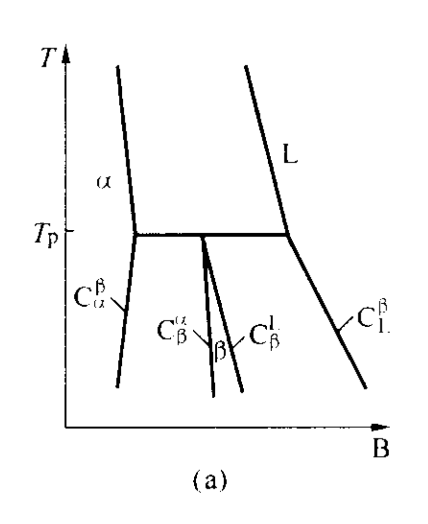
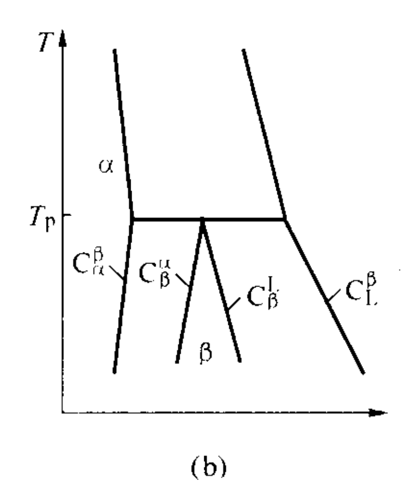


图 3.4-45 典型包晶合金相图





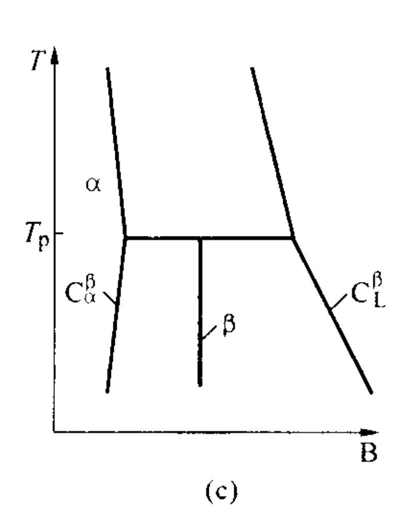


图 3.4-46　三种典型的包晶相图

包晶合金平衡凝固可以描述如下：当体系温度降到初生相液相线以下时，初生相开始形核并且生长；当温度进一步降低到包晶温度 T_P 时，包晶相依附于初生相形核，并通过包晶反应生长，直至参与包晶反应的两相中有一项完全耗尽。若液相先于初生相被耗尽，则获得的凝固组织为包晶相包覆初生相的结构；若初生相先于液相被耗尽，则剩余的液相将直接转变为包晶相，最后获得完全有包晶相构成的组织。包晶合金的平衡凝固特点是：①液相完全互溶；固相中部分互溶或完全不互溶。②有一对固液相线的分配系数小于 1，另一对固液相系数大于 1。平衡凝固要求溶质组元在两个固相及一个液相中进行充分的扩散，但实际上穿过固液两相区时冷却速度很快，非平衡凝固则是经常的。

在非平衡凝固时，由于溶质在固相中扩散不充分进行，包晶反应之前凝固出来的 α 相内部的溶质成分是不均匀的，即树枝晶心部溶质浓度低，而树枝晶的边缘溶质浓度高，到温度降到包晶反应温度 T_p 时，在 α 相的表面发生包晶反应。从形核功的角度看，β 相在 α 相表面上非均质形核要比在液相内部均质形核更为有利。因此，在包晶反应过程中，α 相很快被 β 相包围，此时，液相与 α 相脱离接触，包晶反应只能依靠溶质组元从液相一侧穿过 β 相向 α 相进行扩散才能继续下去，因此将受到很大的抑制，当温度降到低于包晶反应温度 T_p 时，β 相继续从液相中凝固。多数包晶合金的溶质组元在固相中的扩散系数很小，因此在非平衡凝固条件下，它们的包晶反应是不完全的，比如 Pb－Bi 包晶合金。

5.2　包晶相形核

包晶相倾向于依附于初生相以相对较小的形核过冷度生核。但近年来随着包晶合金研究体系的扩大，人们发现在有初生相存在的情况下，包晶相不依附于初生相生核，而是直接由液相形核，然后再通过初生相的熔解经液相扩散进行生长的例子。在 Al_6Mn、Al－U 和 Zn－Ni 合金中就观察到在很宽的成分范围内，包晶相很难形核，而在获得的凝固组织中，包晶相只局部包裹初生相。

实际上，包晶合金在慢速凝固过程中，包晶相的形核主要取决于包晶相与初生相之间界面能的高低。对于大多数非棱面材料来说，由于界面能的数值较低，包晶相容易依附初生相形核，而在棱面材料中，界面能的数值相对较高，包晶相就比较容易从液相直接形核。

通常的凝固过程中体系的冷却速度比上述形核时要大得多。此时，动力学效应将对包晶合金的凝固行为产生较大的影响。在采用悬浮熔炼落管或玻璃净化法进行的深过冷实验中，最普遍的现象是在超出包晶成分范围的合金中出现初生 α 相而不是相图给出的 β 相，从而使亚稳相与稳定相的竞争形核成为包晶合金凝固中的一个普遍现象。

5.3　包晶相的生长

包晶合金发生包晶反应时，次生包晶相的生长分三个阶段：首先是液相 L 与初生相 α 直接反应形成次生 β 相层；然后 β 相层通过固相扩散长大；最后次生包晶相 β 直接依附在已形成的 β 相上直接从液相中凝固生长。在实际包晶反应过程，在初生 α 相周围完全被次生 β 相直接包覆后两个生长阶段是同时进行的。

1）液－固包晶反应阶段　在液－固包晶反应阶段，液相、初生相和包晶相相互接触，存在一个三相平衡点，如图 3.4-47 所示。假设该点处在三相的表面张力保持平衡，包晶相的生长需要通过液相中的溶质扩散及初生相的溶解和局部重凝来维持，溶质扩散的驱动力来自于初生相－液相与包晶相－液相界面处的液相溶质浓度差。

2）固－固包晶反应阶段　在液相与初生相直接接触反应形成一薄层包晶相后，初生相的消耗和包晶相的进一步生长受原子在包晶相中扩散速度的限制，在这个过程中原子扩散驱动力为包晶相两界面上的浓度差。

3）液相直接向包晶相转变阶段　当熔体继续冷却至温度低于包晶转变温度后，液相与初生相反应并向包晶相转变的驱动力增加，但同时液相直接转变为包晶相的驱动力也显著增大，此时一部分包晶相的形成是通过后者来实现的。

5.4　亚、过包晶成分合金凝固

对于 $k<1$ 的包晶合金，一般将成分介于 C_α 和 C_p 之间的合金称为亚包晶成分合金，而成分介于 C_p 和 C_L 之间的合金称为过包晶成分合金。而对于 $k>1$ 的包晶合金，人们同样将成分低于 C_p 的合金称为亚包晶成分合金，而高于 C_p 的合金称为过包晶成分合金，此时，成分介于 C_L 和 C_p 之间的合金为亚包晶成分合金，而成分介于 C_p 与 C_α 之间的合金称为过包晶合金。如图 3.4-47 所示。

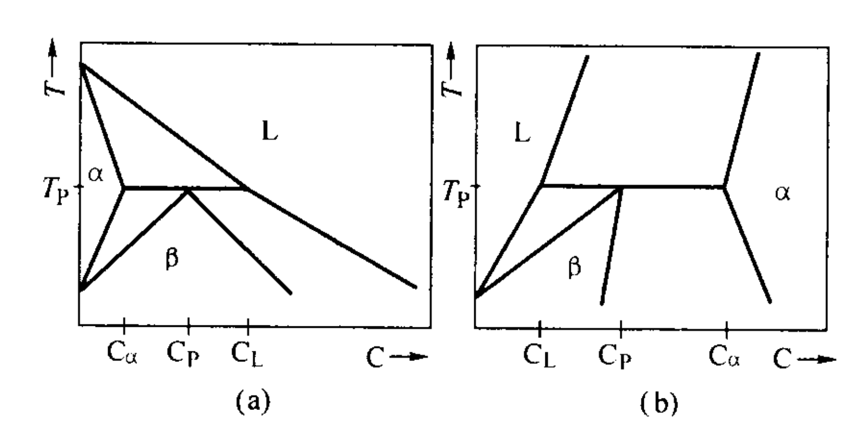


图 3.4-47　包晶凝固相图

在平衡凝固条件下，对于 $k<1$ 的情形，亚包晶合金在包晶反应完成后，其凝固组织为初生相＋包晶相，过包晶合金的凝固组织为完全的包晶相；而对于 $k>1$ 的情形，亚包晶合金的凝固组织为完全的包晶相，过包晶合金的凝固组织为初生相＋包晶相。也就是说，在 $k<1$ 和 $k>1$ 的两种情况下，亚包晶成分合金和过包晶合金在凝固过程中的表现是截然相反的。如图 3.4-48 所示。

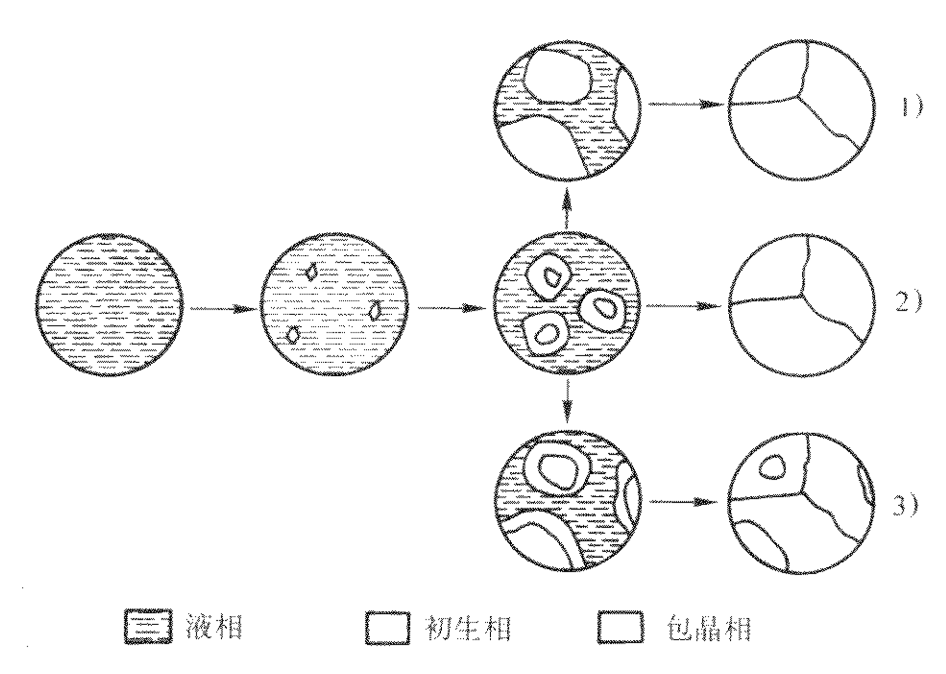


图 3.4-48　包晶合金平衡凝固过程示意图
对于 $k<1$：1）过包晶合金；2）包晶合金；3）亚包晶合金
对于 $k>1$：1）亚包晶合金；2）包晶合金；3）过包晶合金

6　偏晶合金的凝固

6.1　偏晶合金特点

偏晶合金是指存在由一液相转变为另一液相和固相的反应（$L \rightarrow S_1 + L_2$）的一类合金。偏晶合金包括亚偏晶、偏晶和过偏晶合金。亚偏晶和偏晶合金凝固过程与共晶合金相似，惟一的区别在于共晶反应是液相生成两个固相，偏晶反应是液相生成一个固相和一个液相。因此，这里仅介绍过偏晶合金。过偏晶合金的最显著特点是在其二元相图中存在一个两液相不混溶区（miscibility gap），在不混溶区内两种不同成分的液相平衡共存，因此国际上称为“难混溶合金”（Immiscible alloy）。偏晶合金的代表性相图如图 3.4-49 所示。图中 m 点为偏晶系的偏晶反应点。X_c 为该系的临界成分，T_c 为临界组元互溶温度，即在此温度以上，所有成分的合金都可以处于组元完全互溶状态。曲线 mcb 为组元互溶温度线。成分为 X_x 的合金，当温度低于温度 T_x 时，合金进入两液相共存区，即发生如下的液－液相变反应 $L \rightarrow L_1 + L_2$。由于 L_1 和 L_2 对两组元有不同的富集，因此它们之间一般都存在较大的密度差，在通常的地面重力条件下凝固时，第二相将上浮或下沉，极易形成严重的密度偏析乃至两相分层现象。图 3.4-50 就是 Zn－5%Pb（质量分数）合金在地面常规凝固条件下得到的宏观分层组织，密度较大的 Pb 相沉到试样底部。

偏晶合金种类很多，现在已知的偏晶合金系就有 500 多种。该类合金由于其特殊的冶金学特点，在常规的地面铸锭技术条件下极易形成严重的重力偏析乃至组元分层而几乎没有任何应用价值。但如果通过适当的方法使第二相弥散分布，它们中许多所表现出来的特殊的物理和力学性能使该类材料在各方面的应用都是令人感兴趣的。自润滑材料由机械强度较高的基体及其中弥散分布的软相构成，如 Al－Pb、Al－Sn、Cu－Sn－Pb 以及 Al－Bi 等在轴瓦材料方面得到了得到了广泛的工业化应用。弥散结构也可用于制造超导体，理想的基体材料应为延性材料并具有高的导热性，弥散分布于该基体中的粒子间应保持电接触或虽相互分离但可通过隧道效应（近邻效应）建立超导联系，如 Al－Pb、Cu－Pb 表现出超导性能。另外 Bi－Ga 合金具有半导体性能，Zn－Pb 合金是良好的电化学材料等等。具有良好导电性能的基体中弥散分布着第二相颗粒是电接触材料所需的理想组织结构，如 Cu－Cr、Ni－Ag 等已在电触头材料方面得到应用。Cu－Co 还具有突出的巨磁电阻效应。

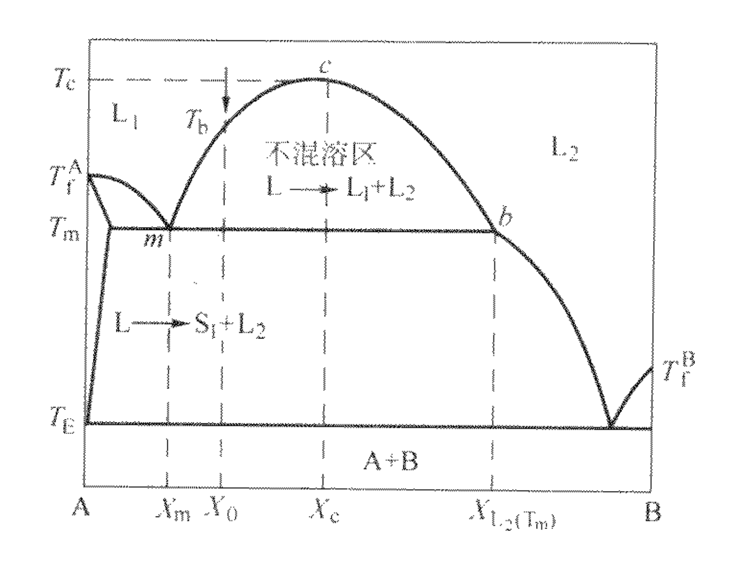


图 3.4-49　二元难混溶合金的代表性相图

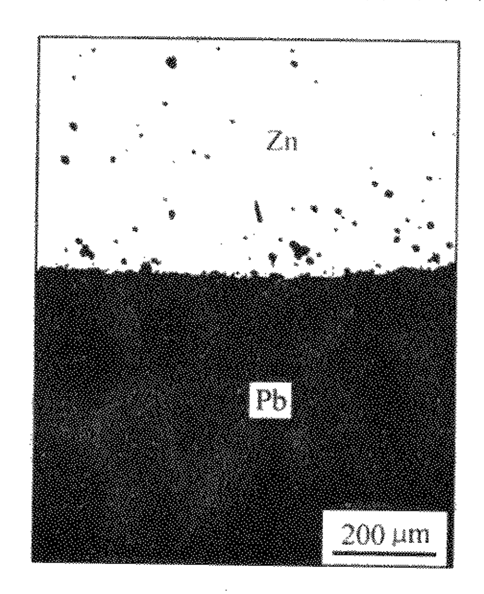


图 3.4-50　地面常规凝固条件下得到的
Zn－5%Pb（质量分数）合金的组织结构

偏晶合金所具有的特殊的力学和物理性能在工业上的应用前景吸引越来越多人的注意。为此，必须解决两方面的问题，一方面就是对其第二相分离粗化过程的认识，仍然是一个研究的重点。另外研究开发均质偏晶合金的制备工艺将成为扩大难混溶合金应用的关键。随着这些研究和认识的深入，在未来的材料领域，将发现由偏晶合金制成的具有优异性能的结构、耐磨、电触头和超导等新材料。

6.2　偏晶合金的形核特点

偏晶合金中第二相（液相 L_2）也是通过形核和长大形成的。20 世纪 60 年代 Sundqnist 和 Oriani 等最先对 C_7H_{14}－C_7F_{14} 难混溶系的液－液相变形核进行了实验研究。发现该系的临界形核过冷度远大于经典形核理论的计算值，并且随体系成分的变化而变化。当第二组元的含量较小或较大时，需要很大的过冷度才能形核，而当体系的成分达到临界点成分时，形核不需要过冷度。此后，Heady 和 Cahn 等详细测定了该系的有关热物理参数，并进行了形核实验研究，得到了相似的结果。Perepezko 等曾对Ga－Bi合金在组元不混溶区内的形核问题进行了实验研究，他们用惰性载体将液态 Ga－Bi 合金人工乳化为粒径在 5～10 μm 之间的细小的液滴，以形成均质形核的条件，然后采用差热分析的方法考察了这种合金的形核过程，得到形核所需过冷度 ΔT 与合金成分之间的关系如图 3.4-51 所示。即当 Ga 摩尔含量在临界点成分至 0.87%（摩尔分数）之间时，液－液相变的形核不需要任何过冷度，而当 Ga 含量小于临界点成分或大于 0.87%（摩尔分数）时，形核过冷度随 Ga 含量对临界点成分偏离的增加而增大。这一研究结果与前述研究很相符。Uebber 和 Granasy 等采用经典形核理论对 Zn－Pb 合金的计算结果与采用差热分析（DTA）得到的结果也反映了类似的变化趋势。偏晶合金的这种过冷度与成分的变化关系已得到大量实验的证实并得到大家的认可。采用经典的均质形核理论可以预测第

二相的形核过冷度与成分的这种变化关系，但理论预测值总比实验值大，这一方面是偏晶合金系热力学参数准确度的影响，另一方面是实验中非均质形核的影响。

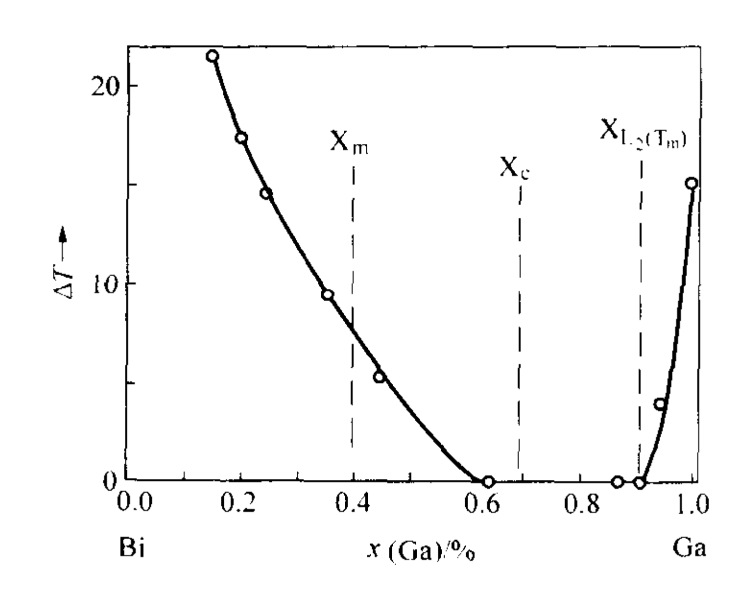


图 3.4-51 Ga – Bi 合金形核过冷度 ΔT 与成分的关系

6.3 生长

新形成的液核处于过饱和的基体中，就会消耗多余的溶质而长大。液核刚一形成，就会立刻形成扩散区。如果液核在熔液中静止不动，它们就会通过 Zener 所描述的纯扩散方式进行长大。那么半径为 rP 的液滴，t 时刻的扩散速度为

$$v(r_p,t)=\frac{dr_p}{dt}=D\frac{C_m(t)-C_l(r_p,t)}{C_\beta(t)-C_l(r_p,t)}\times\frac{1}{r_p} \quad (3.4\text{-}77)$$

式中，$C_m(t)$为 t 时刻远离液滴的基体熔液溶质的平均摩尔浓度，mol/m^3；$C_\beta(t)$为第二相液滴中的溶质摩尔浓度；$C_l(r_p t)$为半径为 r_p 的液滴与基体界面处基体中溶质的摩尔浓度；r_p 为液滴半径，m；D 为溶质在基体熔液内的扩散系数。

由物理化学理论可知，当第二相液滴分布于基体熔体中时，与一半径为 r_p 液滴相平衡的界面处基体中溶质的浓度 $C_l(r_p)$可由 Gibbs – Thomson 关系式给出：

$$C_{l(r_p)}\approx C_\infty\exp\left(\frac{2\sigma_{l_1l_2}V_e}{r_pK_BT}\right) \quad (3.4\text{-}78)$$

式中，C_∞是与平界面第二相相平衡的基体熔液摩尔浓度，它只与温度有关，可以从相图中直接得到。通常，上式中指数项远小于 1，因此可将其展开：

$$C_{l(r_p)}=C_\infty(1+a/r_p)$$
$$a=\frac{2\sigma_{l_1l_2}V_e}{K_BT} \quad (3.4\text{-}79)$$

因为在液体中的扩散系数要比固体中的大 4～5 个数量级，因而液滴的生长速度很快。只要弥散液滴的体积分数较低，式(3.4-77)就有效。另外上面的纯扩散长大模型描述的是第二相液滴静止不动或运动速度很小，即 Peclet 数 $Pe=ur_p/D<1$（u 为液滴的运动速度，r_p 为液滴的半径，D 为扩散系数。）时的情况。当 $Pe=ur_p/D>1$ 时，也就是当液滴以速度 v 相对于基体作层流运动时，则在每个液滴的周围都存在扩散边界层。物质的输运在边界层内以扩散方式进行，而在边界层外则通过对流实现。此时物质的对流扩散会导致具有生长指数变化了的附加生长，液滴的生长速度可以写作：

$$v(r_p,t)=\frac{2}{\pi}\sqrt{\frac{\pi}{3}}\frac{C_m(t)-C_l(r_p,t)}{C_\beta(t)-C_l(r_p,t)}\left(\frac{D}{2}\frac{\eta}{\eta+\eta'}\right)^{1/2}u^{1/2}r_p^{-1/2} \quad (3.4\text{-}80)$$

式中，η，η'为分别为基体及液滴的黏度。

处在基体熔液中的第二相液滴，其运动速度 u 由其 Stokes 运动速度 u_S（由于析出相和基体相间密度差引起）和 Marangoni 迁移速度 U_M（由于基体熔体内存在的温度梯度而引起的热毛细对流造成）同时决定，也就是说是二者的矢量和。

液滴在重力影响下的运动速度由 Stokes 公式给出：

$$u_S=\frac{2g(\rho-\rho')(\eta+\eta')}{3\eta(2\eta+3\eta')}r_p^2 \quad (3.4\text{-}81)$$

式中，ρ、ρ'为分别为基体和液滴的密度。

如果液滴在恒定的温度梯度 ∇T 下作 Marangoni 运动，其运动速度为

$$u_M=\frac{2\lambda\nabla T\left|\frac{d\sigma_{l_1l_2}}{dT}\right|}{(2\lambda+\lambda')(2\eta+3\eta')}r_p \quad (3.4\text{-}82)$$

式中，λ，λ'分别为基体和液滴的热导率。

从这些生长定律可以看出，对流引起的附加物质输运会加速生长速度。一般来说，液核本身的生长不会受到流体流动的影响，因为 Peclet 数总是小于 1。只有当液滴长到几个微米，流体流动就会加速它们的生长。图 3.4-52 给出了不同生长定律曲线，可以看出，对流导致的生长比纯扩散生长要快得多。在实际的生长过程中，熔液内的对流是不可避免的，因此纯扩散长大是不可能的，而对流扩散的生长才是重要的。

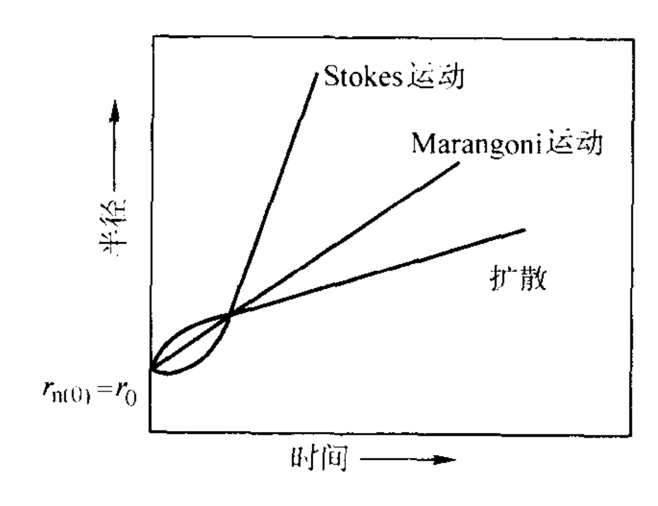


图 3.4-52 液滴的生长定律：$Pe\gg1$ 时液滴在过饱和基体中作层流式的 Stokes 或 Marangoni 运动；或液滴处于静止状态（纯扩散生长）

另外，上面所提到的生长定律都是基于稀溶液而言，也就是熔液中第二相液滴的体积分数很小。关于第二相有限体积对生长速度的影响 Ratke 曾作过研究，得出的结论是有限的体积分数会显著增加生长速度。

6.4 Ostwald 熟化

弥散体中液滴可能进行的另一种类型的生长叫 Ostwald ripening（奥斯特瓦熟化）。当液滴半径和过饱和度都很小（接近平衡），弥散体处于等温状态或温度变化很缓慢时，奥斯特瓦熟化就显得很重要。这种现象也存在于胶体溶液、二元合金、两不混溶液、烧结等过程中。

Ostwald 熟化发生的原因在于：液滴界面的化学势和液滴的半径有关，小液滴周围基体的浓度要高于大液滴周围的基体浓度。式（3.4-78）的 Gibbs – Thomson 关系式就描述了这种关系。由上面的式（3.4-78）可知，与小液滴相平衡的熔液浓度高于与大液滴相平衡的熔液浓度。根据熔液过饱和度（$S=C_m-C_\infty$）的不同，熔液内部液滴存在着两种形式的扩散长大，如图 3.4-53 所示。

1）当熔液过饱和度 S 较大，以致使熔体中所有尺寸液滴都处于过饱和状态（如图 3.4-53a）时，熔液中全部液滴都将通过扩散进行长大。

2）当熔液中的过饱和度 S 较小，如图 3.3-53b 所示，此时对于较大液滴而言，熔液仍然是过饱和的，但对于较小的液滴，熔液则是不饱和的，因而，在较大液滴通过扩散进行长大的同时，一些尺寸较小的液滴则不断地溶解。这样，随着时间的增加，平均液滴半径增加而液滴的总数减小，但

(a) 过饱和度较大　　(b) 过饱和度较小

图 3.4-53　不同过饱和度时液滴的扩散长大示意图

弥散体体积分数基本保持不变，这即是通常所说的 Ostwald 熟化过程。Ostwald 熟化理论是由 Lifshitdz、Slyozov 和 Wagner 提出来的，称做 LSW 理论。他们预言：在无限稀释的弥散熔液中，如仅考虑原子的扩散输运（所有粒子处于静止状态），通过长时间的熟化后，粒子的尺寸分布将不再随时间变化（见图 3.4-54），对平均半径有如下的生长定律：

$$\bar{r}_p^B - \bar{r}_{p(0)}^B = \frac{8}{9} \times \frac{D\sigma_{L1/2} V_e C_1}{K_B T\ (C_\beta - C_1)} t = K_{LSW}\, t \qquad (3.4\text{-}83)$$

式中，K_{LSW} 为 Ostwald 熟化速度常数；$\bar{r}_p$ 为 t 时刻弥散体系中所有第二相液滴的平均半径；$\bar{r}_{p(0)}$ 为 0 时刻弥散体系中所有第二相液滴的平均半径；V_e 为第二相液滴内的平均原子体积。

其他量的定义与前面相同。Rathe 和 Thieringer 对这一理论进行了推广，使其包括了流体运动和对流扩散所引起的原子输运。图 3.4-54 表示了考虑 Marangoni 或 Stokes 运动后第二相液滴分布函数（静态）的变化。可见由于对流扩散的影响使液滴的尺寸分布范围变宽。另外，LSW 理论描述的是无限稀释熔液中第二相的 Ostwald 熟化，关于第二相体积分数对 Ostwald 熟化速度常数的影响，Marqusee 和 Ross、Voorhees 和 Glicksman、Tokuyama 和 Kawasaki 都作过研究，得出的结论是：随着第二相体积分数的提高，其尺寸分布范围变宽，同时 Ostwald 熟化速度常数 K_{LSW} 显著增大。

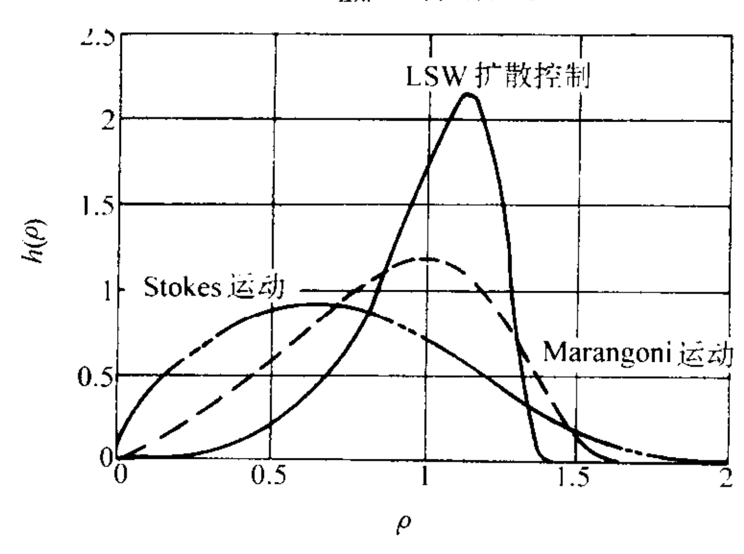


图 3.4-54　不同生长过程中 Ostwald 熟化后的稳态尺寸分布。横坐标表示标准化的半径变量 $\rho = r_p/\bar{r}_p$，纵坐标为液滴尺寸分布函数

另外从公式（3.4-77）可看出，对于半径小的液滴，由于 $C_1(r_p)$ 较大，因此 $C_m(r_p) - C_1(r_p)$ 就可能为负值，于是液滴的生长速率 $v(r_p, t)$ 也为负值。换句话说，这种小半径的液滴就会逐渐减小，甚至消失。而半径大的液滴则不断长大。对具有一定过饱和度的熔液，存在一个临界尺寸的液滴半径 r_{pc}［当式（3.4-77）中的分子为 0 时对应的液滴半径］：

$$r_{pc} = \frac{a}{S} \qquad (3.4\text{-}84)$$

半径大于 r_{pc} 的液滴不断长大，而半径小于 r_{pc} 的液滴则不断减小，甚至消失。因此式（3.4-77）可以对扩散长大和 Ostwald 熟化作统一的描述。

6.5　第二相沉积

导致两难混溶液相 L_1、L_2 分离的另一个重要的过程是重力或温度梯度所引起的沉积，也就是液滴的 Stokes 沉积或 Marangoni 迁移。这可以通过假定单位体积从弥散液滴总体中沉降出来的液滴数和仍然处于弥散状态的液滴数成正比而算出：

$$\frac{dN}{dt} = -\beta N \qquad (3.4\text{-}85)$$

式中，N 为仍处于弥散状态的液滴数。常数 β 的近似值可由对表示液滴通过一垂直于液滴方向平面的连续方程（物质守恒）进行积分而求得。若液滴作 Stokes 运动，则有

$$\beta_S = \frac{\bar{u}_S}{h} = \frac{2g(\rho - \rho')(\eta + \eta')}{3\eta(2\eta + 3\eta')} \times \frac{\bar{r}_p^{\,2}}{h} \qquad (3.4\text{-}86)$$

式中，h 为试样的高度。液滴若作 Marangoni 运动，则有

$$\beta_M = \frac{\bar{u}_M}{h} = \frac{2\lambda \nabla T \left| \frac{d\sigma_{L1,L2}}{dT} \right|}{(2\lambda + \lambda')(2\eta + 3\eta')} \frac{\bar{r}_p}{h} \qquad (3.4\text{-}87)$$

因此，处于弥散状态的液滴数随时间呈指数减少。沉积速度（Stokes 或 Marangoni 运动）取决于弥散相的体积分数。在体积分数小于 10% 以下，固体颗粒或液滴在重力场中的沉积速度随弥散体含量的增加而线性降低。重力沉积作用导致液滴在重力加速度方向富集，而 Marangoni 运动使液滴富集于试样温度较高一端。在地面及空间实验中，两者发生的方向经常是相反的，这在一定程度上阻止了两相分层结构的形成。

6.6　碰撞、聚集和凝结

引起两种难混液体的混合物粗化和分离的一个重要机制就是第二相液滴的碰撞和凝聚。这些碰撞和凝并可能因为液核的 Brown 运动而发生，也可能因为液滴的运动（包括 Stokes 运动和 Marangoni 运动）而发生。在形核的初期或者形核后不久，细小的液核间就会因为无规则的 Brown 运动而碰撞、聚集。当液核长大到一定程度后，液滴的运动就会转而由具有一定方向的 Stokes 运动或 Marangoni 运动或者二者的合成运动来代替，这时速度不同的液滴间就会发生碰撞和聚集。

（1）布朗碰撞

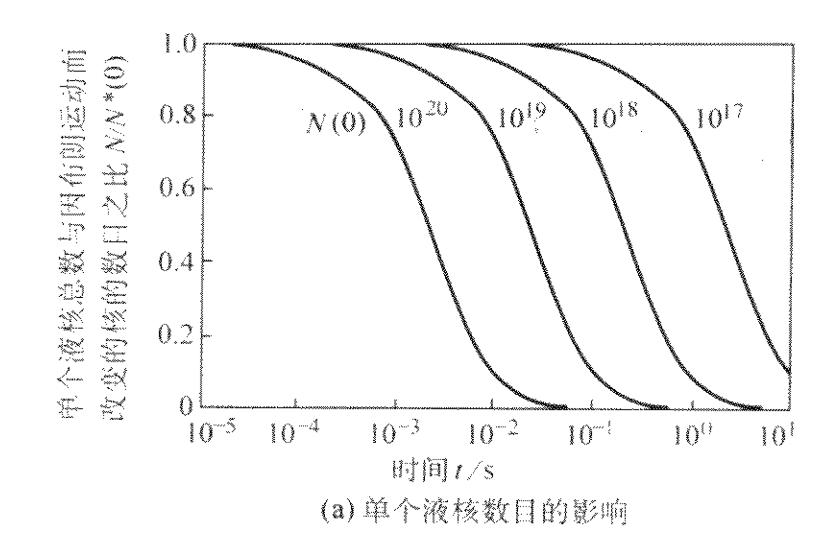
Brown 运动实际是处于液体中细小粒子的无规则的热振动。在偏晶合金凝固过程中，当形核完成后不久，细小的液核间就会因为无规则的 Brown 运动而发生碰撞和聚集。假如最初所有的液核具有相同的半径 r_p^*（体积 v^*），那么在 t 时刻，因 Brownian 碰撞而改变的核的数目 $N^*(t)$ 及由于 Brownian 碰撞体积增加至 $2v^*$ 的液滴数 $N_2(t)$ 可根据 Smoluchowski 给出的公式计算出：

$$\frac{N^*(t)}{N^*(0)} = \frac{1}{[1 + N^*(0)\tau]^2} \qquad (3.4\text{-}88a)$$

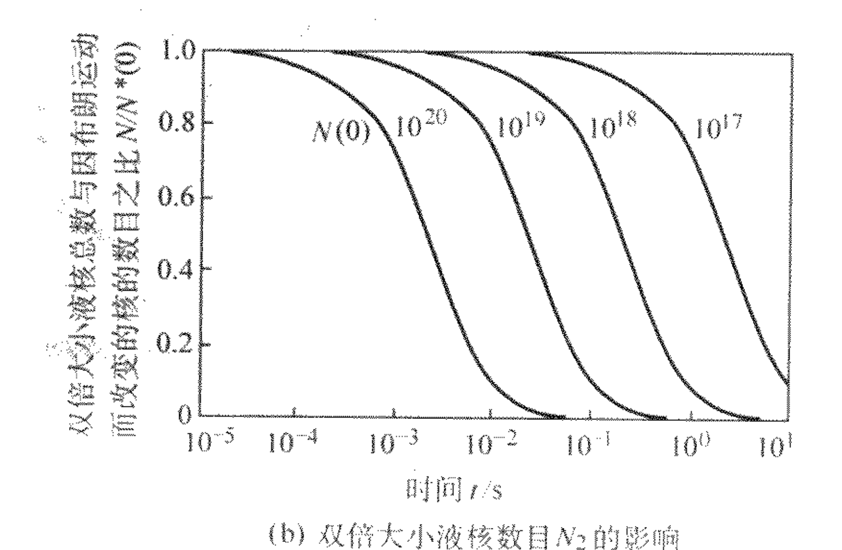
$$\frac{N_2(t)}{N^*(0)} = \frac{N^*(0)\tau}{[1 + N^*(0)\tau]^3} \qquad (3.4\text{-}88b)$$

$$\tau = \frac{2}{3} \times \frac{K_B T}{\eta} t \qquad (3.4\text{-}89)$$

式中，η 为基体熔体的黏度；T 为熔液温度。图 3.4-55 表示出了单个液核和双倍大小液核总数随时间改变的函数。可以看出，如果液核的初始数目很高（10^{18} 个/m^3，即液核的大小相当于含有 100 个原子时），布朗运动会在很短的时间内影响两相分离过程。各条曲线对应于在 $\tau = 0$ 时，每立方米熔液中不同的自发形核密度。由于凝聚，液核数 N 下降，而双倍大小液核数增加，因而随时间的延长出现了具有体积为初始若干倍的液滴。



(a) 单个液核数目的影响



(b) 双倍大小液核数目 N_2 的影响

图 3.4-55 Brown 运动对随时间 t 变化的函数影响

(2) 运动碰撞

运动速度不同的第二相液滴会发生碰撞，其示意图如图 3.4-56 所示。扩散区的重叠也会使液滴相互靠近而发生凝结。所有的液滴碰撞都会导致聚集。图 3.4-57 所示的实验中，第二相液滴间碰撞和聚集过程清晰可见，较大的液滴通过液桥吞并小的液滴。

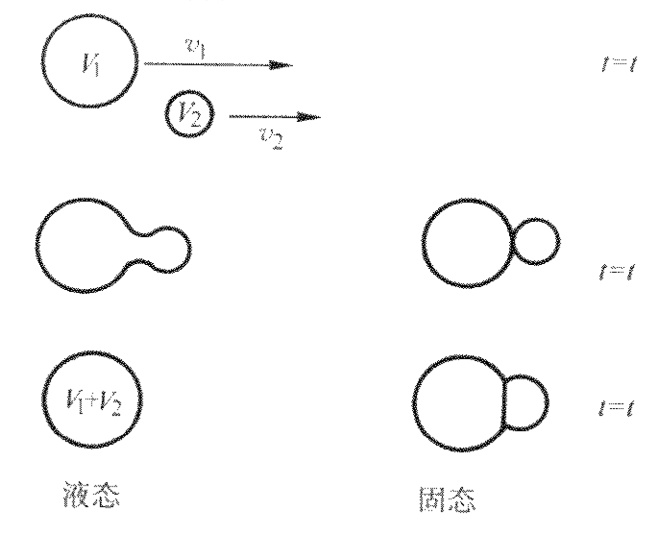


图 3.4-56 第二相液滴会发生碰撞示意图

一个液滴是否经历碰撞取决于所谓的碰撞体积，其定义见图 3.4-58。如果两个液滴相距很远，它们具有彼此无关的相对速度 u_1 和 u_2，这里 r 为液滴在适当参考系中距原点的空间坐标。当两液滴接近时，伴随液滴的流体场间的相互作用将改变它们的运动速度。如果这两个液滴在一个横截面为 $\pi(r_1+r_2)^2$，高为单位时间液滴所行距离 $|u_2-u_1|$ 的圆柱内，则会发生碰撞而凝结起来。然而，因为当液滴相互接近时速度会发生变化，正确的碰撞体积应包括可能的相关截面的变化，其表达式如下：

$$W(V_1,V_2)=\iint |u_2-u_1|\mathrm{d}x\mathrm{d}y \tag{3.4-90}$$

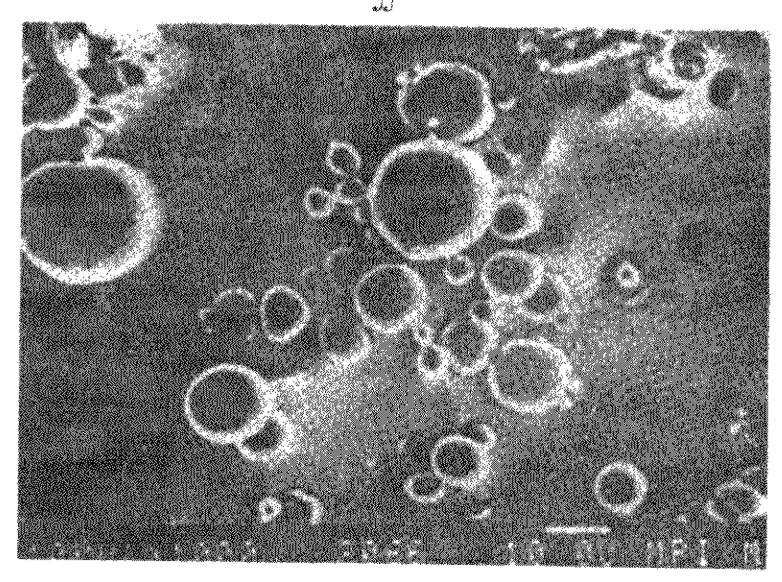


图 3.4-57 Al-In 合金中小液滴间的碰撞，大液滴通过液桥吞并小液滴

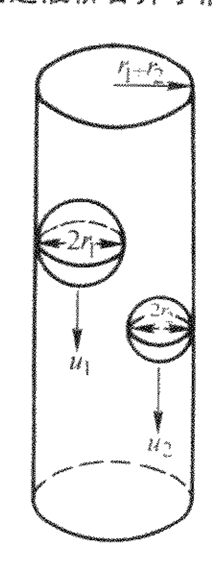


图 3.4-58 碰撞体积定义

假定液滴运动的速度与 r 无关，并由相距很远时的液滴的速度来表示，则碰撞体积：

$$W(V_1,V_2)=\pi|u_2-u_1)(r_1+r_2)^2 \tag{3.4-91}$$

$W(V_1,V_2)$ 为忽略了所有可能的液滴间的相互作用的碰撞体积。利用碰撞体积这一项，可计算出弥散体由于凝结而发生的粗化。Smoluchowski[23] 和 Miller[24] 最先用碰撞体积的概念来处理液滴间的碰撞。根据他们所推导的碰撞公式，假设碰撞体积为常数，设为 W_0，则液滴数随时间的变化按双曲线规律减小：

$$N(t)=\frac{N_0}{1+W_0N_0t/2} \tag{3.4-92}$$

而液滴的平均体积则随时间线性增加。上式中 N_0 为初始液滴数，而 $N(t)$ 为 t 时刻的液滴数。

在实际过程中，$W(V_1,V_2)$ 或聚集速度并不是常数，而取决于液滴的半径和某些与材料相关的参数。

编写：周彼德（哈尔滨工业大学）
郭景杰（哈尔滨工业大学）

第 5 章　铸件凝固组织的形成及控制

铸件的结晶组织，仅宏观状态而言，指的是铸态晶粒的形态、大小、取向和分布等情况；铸件微观结构的概念包括晶粒内部的结构形态，如树枝晶、胞状晶等亚结构形态，共晶团内部的两相结构形态，以及这些结构形态的细化程度等。两者表现形式不同，但其形成过程却密切相关，并对铸件的各项性能，特别是力学性能产生强烈的影响。

1　铸件凝固组织的形成

1.1　凝固区域及凝固方式

铸件的凝固组织是由合金的成分及冷却条件决定的。在合金成分给定后，形核及生长这两个决定组织的关键环节是由传热条件控制的。

1）铸件凝固区域的形成　铸件在凝固过程中，除纯金属和共晶合金外，断面上一般都存在三个区域，即固相区、凝固区及液相区。从图 3.4-12d 凝固进程图中的 Δx_m 即为凝固某一时刻凝固区域的宽度，也可以根据铸件断面温度场直接确定某一时刻凝固区域的位置及宽度（见图 3.5-1）。左图是状态图的一部分，M 合金的结晶温度范围为 $t_L - t_S$。右图是铸型中正在凝固的铸件断面，该瞬时铸件的温度场为 T 曲线。由图中可以看出Ⅰ－Ⅰ等温面为固相等温面，Ⅱ－Ⅱ为液相等温面，在Ⅰ和Ⅱ之间的合金都处于凝固状态，即固液共存状态。此液－固等温面之间的区域即为凝固区域。

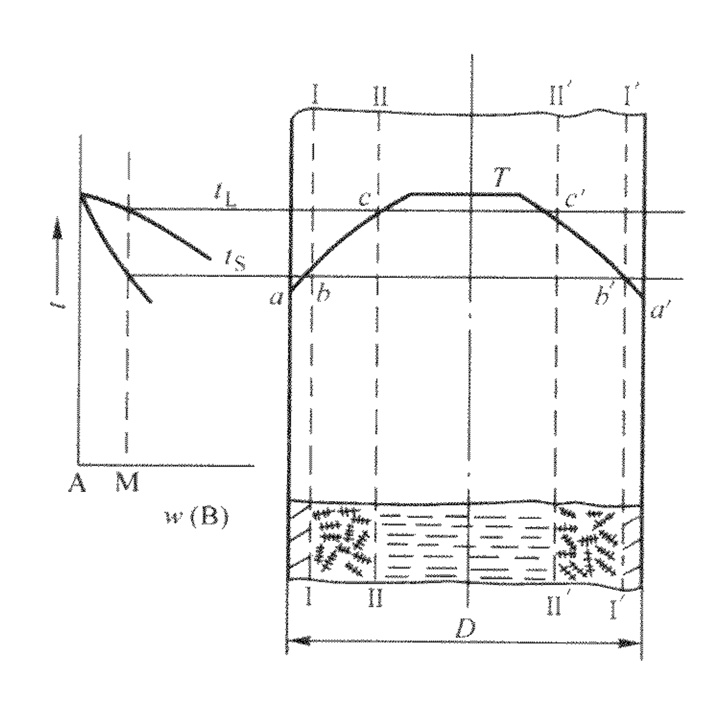


图 3.5-1　某瞬间的凝固区域

图 3.5-2 是凝固区域结构的示意图（另一半与之对称）。凝固区域又可划分为两个部分：液相占优势的液固部分和固相占优势的固液部分。在液固部分中，晶体处于悬浮状态，固相可以自由移动。用倾出法作试验时，晶体能够随同液态金属一起被倾出。因此，液固部分和固液部分的边界叫“倾出边界”。

还可以把固液部分划分为两个带：在右边的带里，晶体已经连成骨架，但是液体还能在其间流动；在左边的带里，固相占绝大部分，存在于骨架之间的少量液体被分割成一个个互不沟通的小“熔池”（图中的黑点）。当这些小熔池进行凝固而发生体积收缩时，得不到液体的补充。固液部分中两个带的边界叫“补缩边界”。

以上是某一瞬间的凝固情景。在铸件的凝固过程中，凝固区域按凝固进程曲线向铸件中心推进。

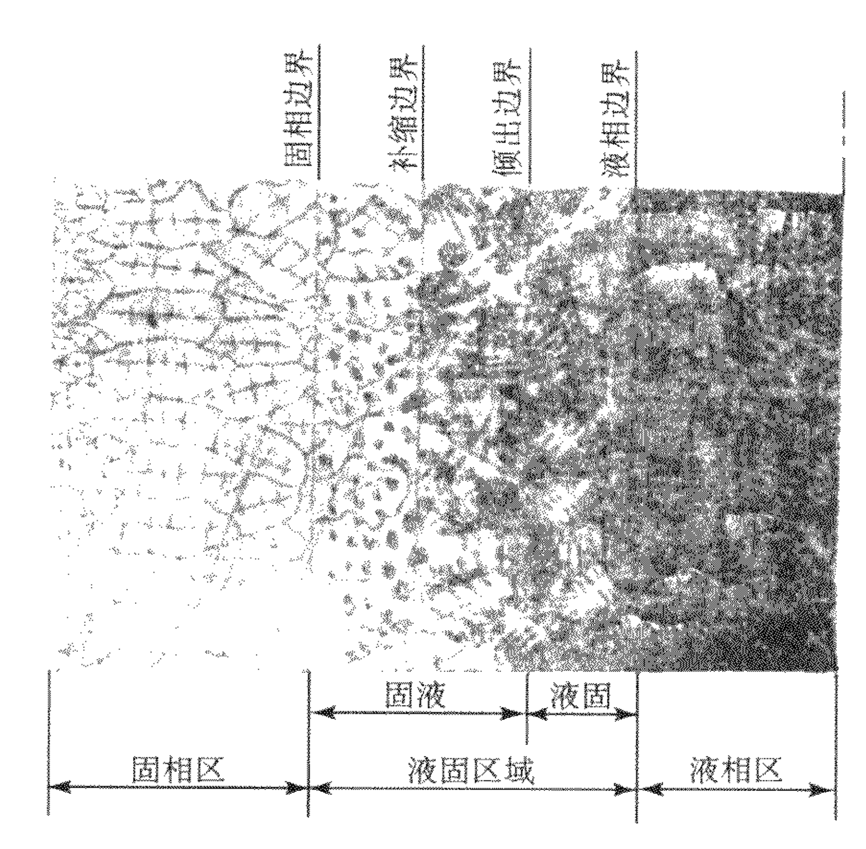


图 3.5-2　凝固区域结构示意图

2）铸件凝固区域模型　铸件凝固区域的模型可见图 3.5-3。在近平衡凝固枝晶间横同的液相成分均匀条件下，液相成分 C_L 和固向分数 f_L 相对距离的两个曲线分别由式（3.5-17）和式（3.5-2）求出：

$$C_L = m_L(T^* - T_M) \tag{3.5-1}$$

$$f_L = \phi^{-1/1-k} \tag{3.5-2}$$

式中，m_L 为相图液相线斜率；T^* 为凝固区域内某一点（等温面）的温度；T_M 为纯金属的熔点；f_L 为液相质量分数（液相量）；ϕ 为一个无因次的温度比值 $\phi = T_M - T^* / T_M - T_L$。

两种晶粒结构所得到的曲线都是相同的。从图 3.5-3 中可见在整个凝固区域内液相成分有很大的差别。溶质富集液体的流动将会成为宏观偏析的重要根源。如果凝固区域很宽，液体流过糊状区的距离经常也是很长的。这样造成的流动阻力则是形成显微孔隙的重要根源。再者，一个等轴晶粒在凝固初期，枝晶可以自由浮动，这时的补缩靠液体和固体共同移动来完成（即整体补缩）。还应该看到，凝固区域温度较低的部位中，由于有液体存在，形成的互相连接的半固态强度很低，在热应变的作用下容易开裂。有关这方面的内容在后面章节讨论。

3）铸件的凝固方式及其影响因素　一般铸件的凝固方式可概括为两种类型：逐层凝固方式和体积凝固方式（或称糊状凝固方式）。也有介于两者之间的所谓中间凝固方式。铸件的凝固方式取决于凝固区域的宽度。

图 3.5-4a 为恒温下结晶的纯金属或共晶合金瞬间凝固情况。t_c 是结晶温度，T_1 和 T_2 是铸件断面上两个不同时刻的温度场。从图中可以看到，恒温下结晶的金属，在凝固过程中其铸件断面上的凝固区域宽度等于零。断面上有一条清楚的凝固界面前沿。随着热量的不断散失，固体层不断加厚，逐渐到达铸件中心。这种情况为逐层凝固方式。如果合金的结晶温度范围很小，或断面温度梯度很大时，在凝固过程中铸件断面上的凝固区域宽度较窄，也属于逐层凝固方式，见图 3.5-4b。

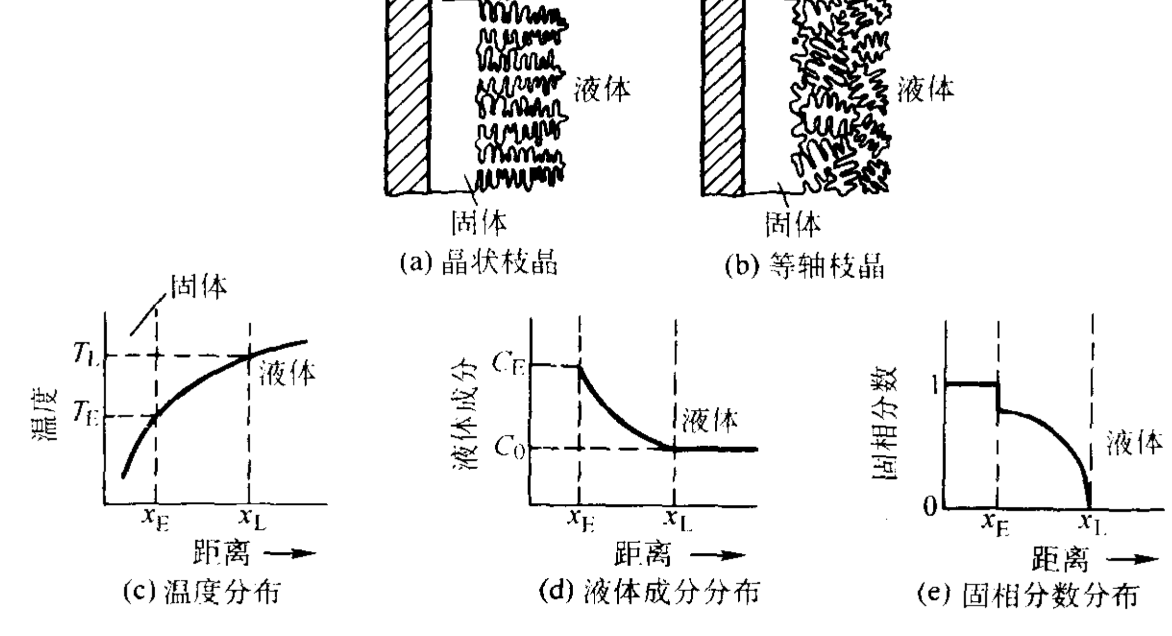
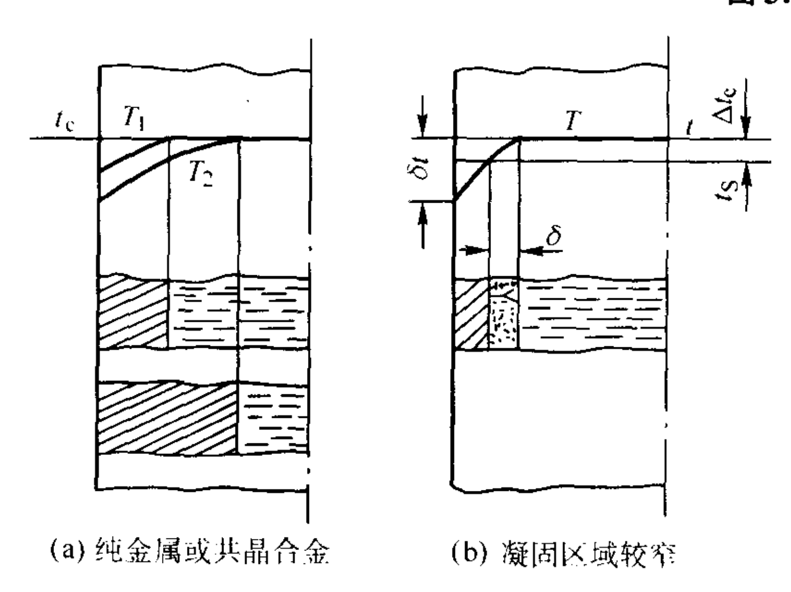


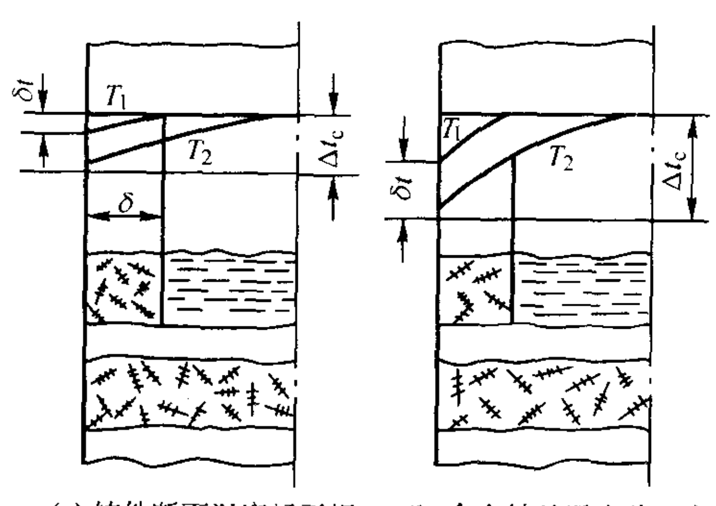
图 3.5-3　凝固区域的模型



(a) 纯金属或共晶合金　(b) 凝固区域较窄

图 3.5-4　逐层凝固方式示意图

如果因铸件断面上温度场较平坦（见图 3.5-5a），或合金的结晶温度范围很宽（见图 3.5-5b），即铸件断面上某一时刻的凝固区域很宽，甚至贯穿整个铸件断面时，这种情况为体积凝固方式。



(a) 铸件断面温度场平坦　(b) 合金结晶温度范围宽

图 3.5-5　体积凝固方式示意图

以不同含碳量的碳素钢为例说明铸件的凝固方式是由合金的结晶温度范围和温度梯度两个量决定的，见图 3.5-6。图 3.5-6a 所示是三种不同含碳量的碳素钢在砂型和金属型中铸造时测得的凝固进程曲线。图 3.5-6b 是相对应的凝固过程示意图。

表 3.5-1 及表 3.5-2 分别为几种窄结晶温度范围的合金及几种倾向于体积凝固的合金。

1.2　铸件宏观凝固组织及形成过程

（1）铸件宏观凝固组织的特征

液态金属在铸型内凝固时，根据液态金属的成分、铸型的性质、浇注及冷却条件的不同，可以得到不同的凝固组织，如图 3.5-7 所示。但通常铸件内含有以下三种不同形态的晶区。

1）表面细晶粒区　它是紧靠铸型壁的激冷组织，也称激冷区，由无规则排列的细小等轴晶所组成。

2）柱状晶区　它由垂直于型壁（沿热流方向）彼此平行排列的柱状晶粒所组成。

3）内部等轴晶区　它由各向同性的等轴晶所组成。其尺寸往往比表面细晶粒区的晶粒尺寸要大。

通常激冷区较薄，只有几个晶粒厚，其余两个晶区相对较厚。铸件宏观组织的晶区数及其相对厚度并不是一成不变的，而是随着合金的成分和冷却条件的改变而变化。甚至有时可以形成全部柱状晶的“穿晶组织”（见图 3.5-7a）或全部由等轴晶组成的宏观组织（见图 3.5-7c）。决定铸件性能的重要因素是柱状晶区与等轴晶区的相对量。

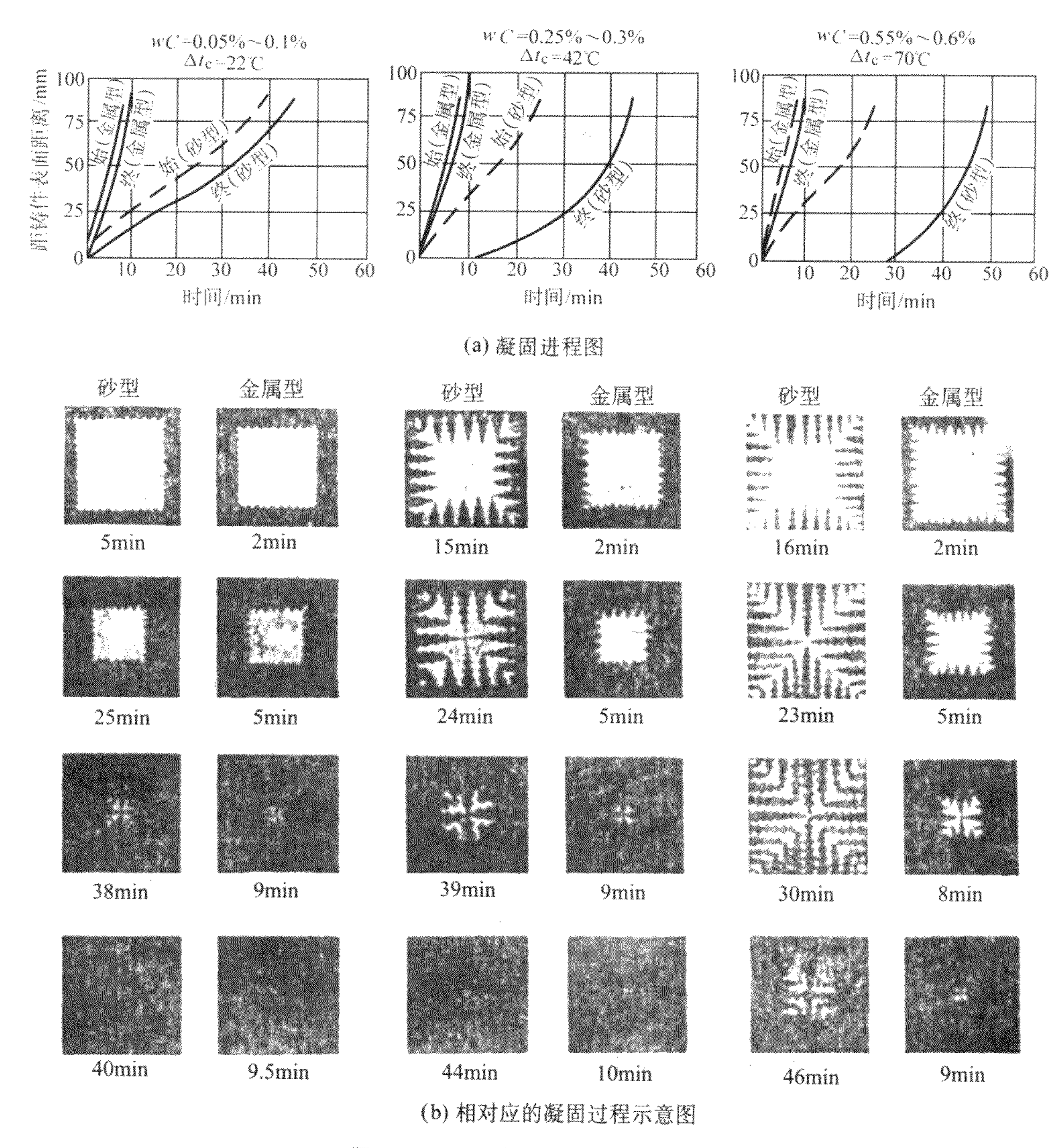
（2）铸件宏观组织的形成过程

1）表面细晶粒区的形成　早期的理论认为，液态金属浇注到温度较低的铸型中，在型壁附近的熔液中产生较大的过冷度而大量生核，这些晶核迅速长大并互相接触，从而形成无方向性的表面细等轴晶。根据这种理论，表面细晶粒的形成与型壁附近熔液内的生核数量有关。因此，影响非均质生核的因素，例如，有形核能力的杂质颗粒的数量、铸型的冷却能力等传热条件将直接影响表面细晶粒区的宽度和晶粒大小。

后来研究表明，形成表面细晶粒区的晶核，除了非均质形核部分外，各种原因引起的游离晶粒也是形成表面细晶粒的晶核来源。游离晶粒的产生是由于溶质再分配在生长的枝晶根部产生“缩颈”，在流动的液态金属的作用下枝晶熔断或型壁晶粒脱落而游离。因此，促进溶质在根部富集和增加液态金属的流动将有利于表面细晶粒区的形成。

进一步分析指出，获得表面细晶粒区的条件是抑制铸型表面形成稳定的凝固壳层。因为一旦形成稳定的凝固层则形成了有利于单向散热的条件，从而促进柱状晶的择优生长。因此，大量游离晶粒的生成有利于表面细晶粒区的形成，这与其抑制了稳定的凝固层的产生有关。另外，提高铸型的激冷能力，一方面可以增加型壁附近熔液的非均质生核，促进表面形成细等轴晶，但同时也提高了形成稳定的凝固壳层的能力，从而阻止表面细晶粒区的扩大。如果表面不存在较多的游离晶粒，过强的激冷能力反而不利于表面细晶粒区的形成与扩大。

2）柱状晶区的形成　柱状晶是从表面细晶粒区形成并发展起来的，稳定的凝固壳层一旦形成，处在凝固界面前沿



(a) 凝固进程图

(b) 相对应的凝固过程示意图

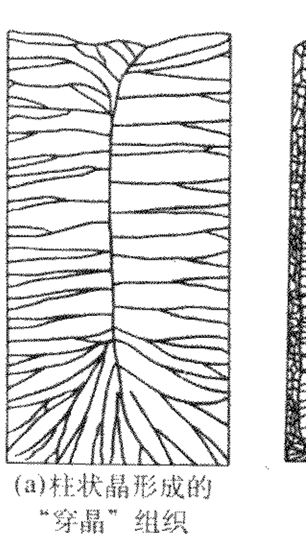
图 3.5-6　不同碳含量碳钢的凝固过程

表 3.5-1　几种窄结晶温度范围的合金

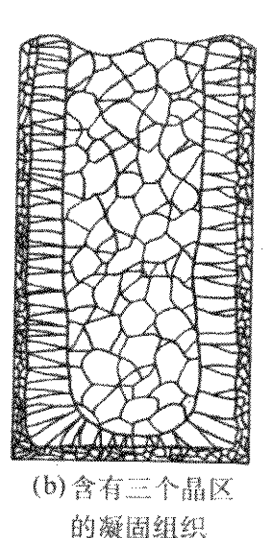
纯金属	共晶类合金	窄结晶温度范围合金
工业用钢 工业用锌 工业用锡	共晶成分合金 近共晶成分合金	低碳钢 铝青铜 结晶温度范围小的黄铜

表 3.5-2　倾向于体积凝固的合金

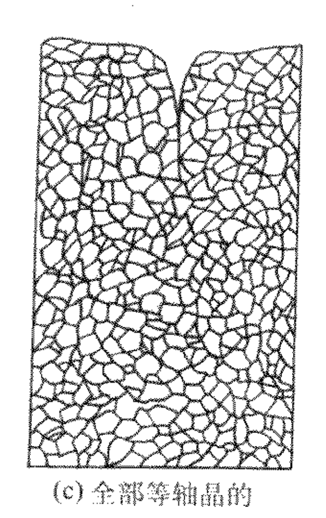
铝、镁合金	铜　合　金	铁碳合金
铝铜合金 铝镁合金 镁合金	锡青铜 铝青铜 结晶温度范围大的黄铜	高碳钢 球墨铸铁 —



(a)柱状晶形成的“穿晶”组织



(b)含有三个晶区的凝固组织



(c)全部等轴晶的凝固组织

图 3.5-7　铸锭截面典型宏观组织示意图

的晶粒在垂直于型壁的单向热流作用下，便转而以枝晶状延伸长大。由于各枝晶主干方向各不相同，那些主干与热流方向相平行的枝晶，较之取向不利的相邻枝晶生长得更为迅速，它们优先向内伸展并抑制相邻枝晶的生长。在逐渐淘汰掉取向不利的晶体过程中发展成柱状晶组织（见图 3.5-8）。这种互相竞争淘汰的晶体生长过程称为晶体的择优生长。由于择优生长，在柱状晶向前发展的过程中，离开型壁的距离越远，取向不利的晶体被淘汰得越多，柱状晶的方向就越集中，晶粒的平均尺寸就越大。

控制柱状晶区继续发展的关键因素是内部等轴晶区的出现。如果界面前方始终不利于等轴晶的形成及生长，则柱状晶区可以一直延伸到铸件中心，直到与对面型壁长出的柱状晶粒相遇为止。从而形成所谓的“穿晶组织”。如果界面前方有利于等轴晶的产生与生长，则会阻止柱状晶区的进一步扩展而在内部形成等轴晶。例如，随着浇注温度的提高，柱状晶区的宽度增大。当浇注条件一定时，随着合金元素含量的增加，游离的晶粒数量增加，则柱状晶区的宽度减小。

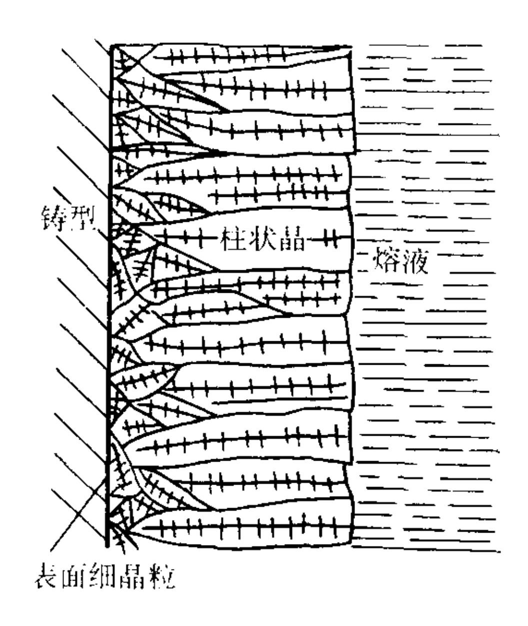


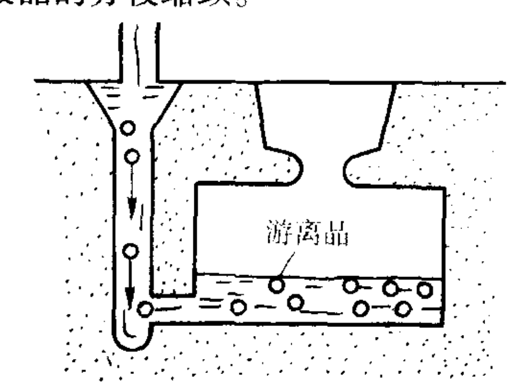
图 3.5-8　柱状晶择优生长示意图

对于纯金属，铸态组织常常全部为柱状晶。

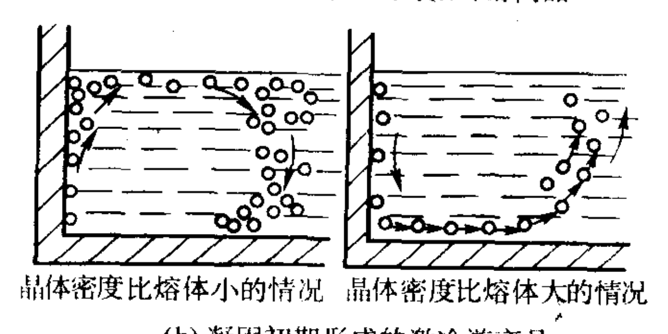
3）内部等轴晶区的形成　形核是发生柱状晶向等轴晶转变的必要条件。最早 Winegard 和 Chalmers 以成分过冷理论为基础，提出了柱状晶前沿液相成分过冷区内非自发形核的理论。随后 Calmers 接受了 Genders 早期的思想，提出激冷区内形成的晶核卷入并增殖的理论。此外 jackson 等提出了枝晶熔断理论，Southin 提出"晶雨"理论。Ohno 等则认为凝固壳形成之前型壁上晶体的游离并增殖是中心等轴晶核的主要来源。

① 游离晶的形成　在铸件浇注及凝固初期的激冷层形成之前，由于浇道、型壁等处的激冷作用而使其附近的熔液过冷，并通过非均质形核在熔液内形成大量游离状态的激冷晶体，这些小晶体随液流流动漂移到铸件的中心区域。如果液态金属的浇注温度不高，小晶体就不会全部熔化掉，残存下来的晶体可以作为等轴晶的晶核，如图 3.5-9 所示。

② 型壁晶粒脱落和枝晶熔断　当铸件凝固时，依附型壁生核的晶粒或枝晶在其生长过程中必然要引起固 - 液界面前方熔液中溶质的再分配，由于晶粒或枝晶根部溶质的富集而产生"缩颈"并熔断和脱落，脱落下来的晶体将被液流卷入液体中。图 3.5-10 为型壁晶粒脱落过程的示意图。图 3.5-11 为枝晶分枝"缩颈"的形成示意图。以图 3.5-11d 可明显看到环乙烷枝晶的分枝缩颈。



(a) 在低温浇注时形成的激冷游离晶



晶体密度比熔体小的情况　晶体密度比熔体大的情况

(b) 凝固初期形成的激冷游离晶

图 3.5-9　非均质形核的激冷游离晶

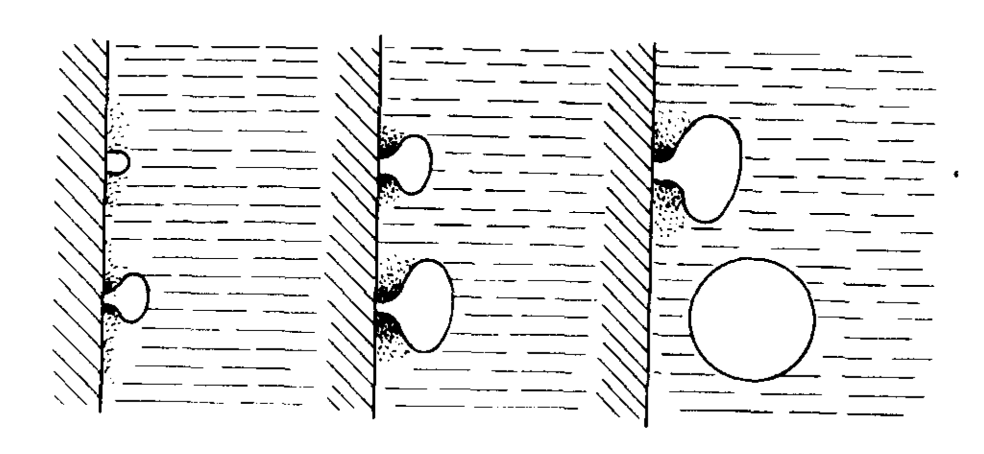
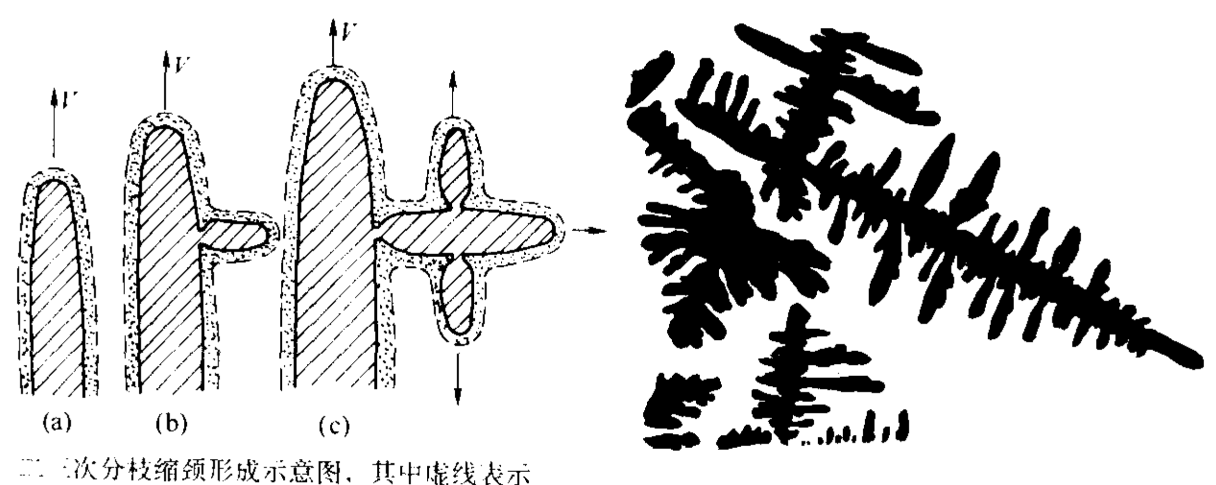


图 3.5-10　型壁晶粒脱落示意图



二、三次分枝缩颈形成示意图，其中虚线表示溶质富集层，V 为晶体生长方向　(d) 环乙烷的枝晶

图 3.5-11　枝晶分枝"缩颈"的形成

③ 表面凝固和"晶雨"的形成　表面凝固必须具备的形核条件与内生生核相似，需要较大的过冷度。当合金温度与环境温度之差较大时，表面获得形核所需要的过冷度产产生形核并生长。液相的流动和表面的扰动会使表面形成的晶体下落形成"晶雨"。人为地进行表面振动有利于"晶雨"的形成。

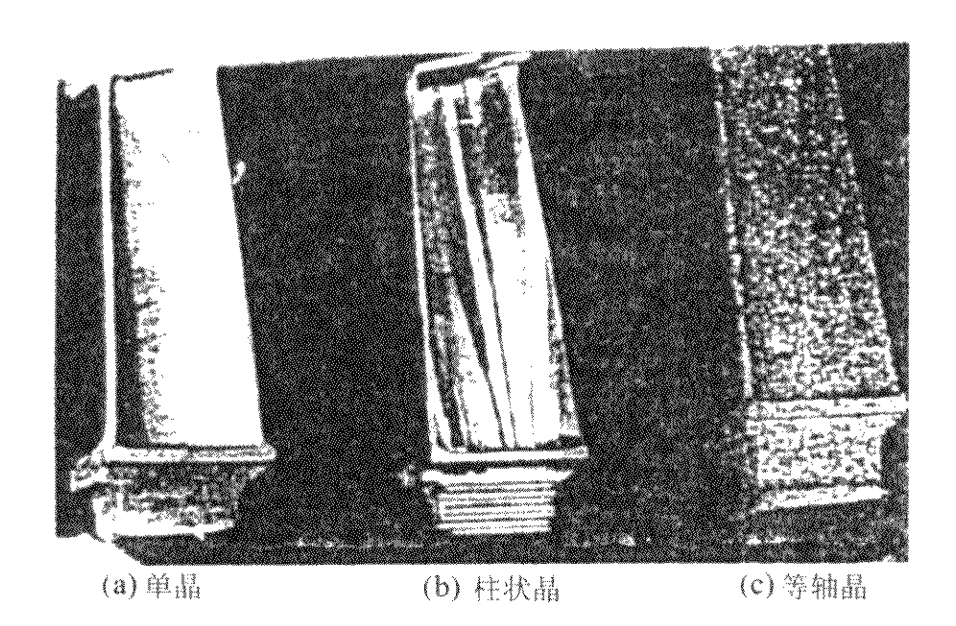
2　铸件典型宏观凝固组织形态的控制

凝固组织形态的控制主要是晶粒形态和相结构的控制。相结构在很大程度上取决于合金成分，而晶粒形态及其尺寸则是由凝固过程决定的。单相合金的凝固是最常见的凝固方式，单相合金凝固过程中形成的柱状晶和等轴晶两种典型凝固组织各有不同的力学性能，因此晶粒形态的控制是凝固组织控制的关键，其次是晶粒尺寸。

晶粒形态的控制主要是通过形核过程的控制实现的。促进形核的方法包括浇注过程控制方法、化学方法、物理方法、机械方法、传热条件控制方法等，这些方法将在后面分别讨论。各种形核控制方法的应用应根据合金种类及铸件大小合理的选择。抑制形核可在铸件中获得柱状晶组织。高温浇注及抑制对流可以起到抑制形核的作用。在一般铸件中，柱状晶组织会导致力学性能及工艺性能的恶化，不是所期望的凝固组织。但在高温下单向受载的铸件中，柱状晶会使其

单向力学性能大幅度提高，从而使单向凝固成为重要的凝固技术，并已取得很大进展。

图 3.5-12 为高温合金涡轮叶片的低倍组织，普通铸造高温合金叶片由等轴晶组成；柱状晶叶片晶粒纵向贯穿；而单晶叶片是由一个大晶粒构成。蠕变和持久性能是衡量高温合金材料性能的重要指标。在这方面，柱状晶和单晶组织显示了突出的优越性，见表 3.5-3。



(a) 单晶　(b) 柱状晶　(c) 等轴晶

图 3.5-12　高温合金涡轮叶片的低倍组织

2.1　等轴晶的晶粒细化

在常温下使用的铸件中，细小的等轴晶有利于铸件力学性能的提高，增加形核速率和抑制晶体生长以细化晶粒是提高铸件性能的重要途经。在工业生产中促进形核，细化晶粒的主要途经如下。

(1) 添加晶粒细化剂（也称孕育处理）

向液态金属中加入大量形核能力很强的异质晶核，或阻止晶体生长元素。在添加晶粒细化剂的条件下，异质晶核是通过以下几种途径产生的。

1) 晶粒细化剂中的高熔点化合物在熔液中不被完全熔化，在随后的凝固过程中成为异质晶核。

2) 晶粒细化剂中的微量元素加入合金液后，在冷却过程中首先形成化合物固相质点，这些固相质点，起到异质形核的作用。如向铝合金中加入微量钛，在冷却过程中通过包晶反应形成 $TiAl_3$。

良好的晶粒细化剂具有以下特性：含有非常稳定的异质固相颗粒，不易溶解；异质固相颗粒与凝固固相之间存在良好的晶格匹配关系，从而获得很小的润湿角；异质颗粒非常细小，高度弥散，既能起到异质晶核的作用，又不影响合金的性能；不带入任何影响合金性能的有害元素。表 3.5-4 是常用合金的晶粒细化剂。

表 3.5-3　Mar－M200 合金等轴晶、柱状晶、单晶的蠕变和持久性能

晶粒状态	1 018 K；700 MPa			1 133K；550 MPa			1 243 K；210 MPa		
	断裂寿命/h	伸长率/%	最小蠕变速率/$10^{-5}h^{-1}$	断裂寿命/h	伸长率/%	最小蠕变速率/$10^{-5}h^{-1}$	断裂寿命/h	伸长率/%	最小蠕变速率/$10^{-5}h^{-1}$
等轴晶	4.9	0.45	70.0	245.9	2.2	3.4	35.6	26	23.8
柱状晶	366	12.6	14.5	280.0	3.5	7.7	67.0	23.6	25.6
单晶	1 914	14.5	2.2	848.0	18.1	1.4	107.0	23.6	16.1

3) 添加阻止生长剂（也称强成分过冷元素）以降低晶核的长大速度，使晶核数量相对提高，获得细小的等轴晶组织。此类物质主要作用是通过在凝固界面前沿的富集而使晶粒根部和树枝晶分枝根部产生“缩颈”，从而促进晶粒的游离。同时它们的富集抑制了晶体的生长，并且强成分过冷也能强化熔体内部的非自发生核，因此促使晶粒细化。

表 3.5-4　常用合金的晶粒细化剂

合金种类	晶粒细化元素	加入量（质量分数）/%	加入方法
铝、Al－Si、AlCu、Al－Mn	Ti、Zr、Ti＋B	Ti：0.15 、Zr：0.2 Ti＋B：0.01Ti、0.005B	中间合金
过共晶 Al－Si	P	＞0.02	Fe－P 或 Al－P
铸铁	Ca、Sr、Ba	通常与 Si－Fe 制成复合生核剂	中间合金
	Si－Fe	0.1～1.0	中间合金
碳钢及合金钢	V	0.06～0.30	中间合金
	Ti	0.1～0.2	中间合金
	B	0.005～0.01	中间合金
铜合金	Zr、Zr＋B	0.02～0.04	纯金属或合金

(2) 合理控制热学条件

1) 低温浇注　大量的试验证明，降低浇注温度是减少柱状晶获得细等轴晶的有效措施之一。随过热度的增加，细化效果将下降。通常存在一个临界温度，低于该温度时温度变化的影响不明显，而高于此温度时，随温度升高细化效果迅速下降。该临界温度与合金和细化剂的成分及加入量有关。

2) 合理控制冷却条件　控制冷却条件的目的是形成宽的凝固区域和获得大的过冷度，从而促进熔液生核和晶粒游离。小的温度梯度 G_L 和高的冷却速度 v 可以满足上述要求。但就从铸型的冷却能力而言，这两者不可兼得。由于高的散热速度不仅使凝固过程中 G_L 变大，而且在凝固开始时

还促使稳定凝固壳层的过早形成。因此对厚壁铸件一般总是采用冷却能力小的铸型，再补以其他细化措施以得到满意的结果。如果采用冷却能力大的金属型则需要配合以更强有力的晶粒游离措施及细化剂才能达到预期目的。

在合理控制冷却条件方面，一个比较理想的方案是既不使铸型有较大的冷却作用而使 G_L 提高，又要使熔液能快速冷却。悬浮铸造法能满足这一要求。所谓悬浮铸造就是在浇注过程中向液态金属中加入一定数量的金属粉末，这些金属粉末像极多的小冷铁均匀的分布于液态金属中，起着微观冷铁的作用，加速液态金属的冷却，促进等轴晶的形成和细化。它与通常的孕育处理的区别在于金属粉末加入量较大，一般为铸件质量的2%～4%，相当于孕育剂用量的10倍。当然金属粉末也能起到非自发形核的作用。

3）熔液温度处理　大量实验表明，合金液中许多难熔固相质点相当稳定，即使在高温下长时间保温仍不能完全溶解，另外液态金属中的原子集团结构在以后的凝固过程中起到结晶核心的作用。因此控制合金的熔化及保温温度可以达到利用这些难熔质点及原子集团促进形核的目的。俄罗斯学者Nikitin等在这方面进行了较系统的研究，并成功地用于铸造生产中。近十几年来国内有许多学者在此方面也作了大量工作。熔液温度处理可概括为：

① 两种温度处理方法　两种同一成分的金属液分别加热到不同温度，混合后立即浇注。图3.5-13表示Al－Cu［w(Cu)＝4.5%］合金两种温度处理法的细化效果。

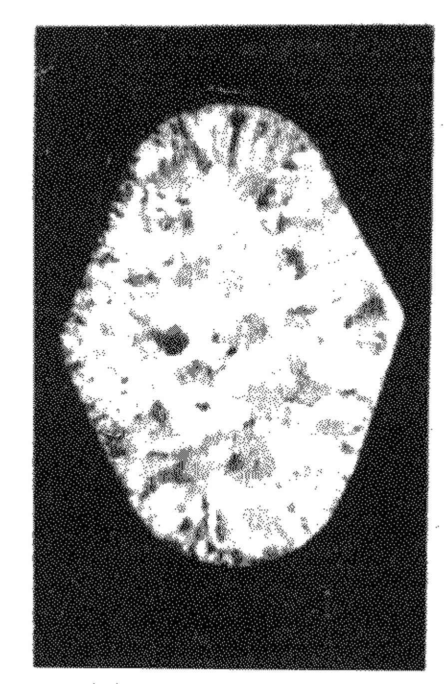
② 两种成分处理方法　两种不同成分（一般为共晶成分＋过共晶成分）的金属液混合得到预定成分的金属液，立即浇注可使晶粒细化。

③ 熔液热速处理法　该方法是将金属液过热到较高温度，然后迅速冷却（冷却速度不应低于100 ℃/min，工艺方法可采用，事先浇注凝固的铸锭加入金属液中）。其机理可以认为，热速处理中熔液的高温过热减少了原子集团的大小，在随后激冷作用下，熔液的均匀状态被保留下来。使金属液中存在较多的结晶核心，合金的晶粒自然细化。

④ 合金自身重熔与热控制法　严格控制合金锭重熔温度，使熔液保持在液相线以上一定温度，然后浇注，用合金自身的形核孕育材料达到细化晶粒的目的。

(3) 动力学细化法

动力学细化方法主要是采用机械力或电磁力引起液相和固相的相对运动导致枝晶折断、破碎或与铸型分离，在液相中形成大量结晶核心，达到细化晶粒的效果。常用的动力学细化方法如下。


(a) 常规熔化工艺的宏观组织


(b) 经熔体处理后的组织

图3.5-13　Al－Cu［wCu＝4.5%］合金两种温度处理方法的宏观组织细化

1）铸型振动　在凝固过程中振动铸型可使液相和固相发生相对运动，导致枝晶破碎，形成结晶核心。同时振动铸型可促使"晶雨"的形成。由于"晶雨"的来源是液体金属表面的凝固层，铸型振动可使壳层中的枝晶破碎，形成"晶雨"。

2）超声波振动　超声振动可在液相中产生空化作用，形成空隙，当这些空隙崩溃时，液体迅速补充，液体流动的动量很大，产生很高的压力，起到促进形核的作用。

3）液相搅拌　采用机械搅拌、电磁搅拌或气泡搅拌均可造成液相相对固相的运动，引起枝晶的折断、破碎与增殖，达到细化晶粒的目的。其中机械和电磁搅拌方法不仅使晶粒细化，而且可使晶粒球化，获得半固态金属组织，进行流变或触变铸造。

(4) 提高冷却速率

使液态金属获得大过冷度，增大形核速率。主要在快速凝固过程中实现。

表3.5-5为几种常见晶粒细化方法的比较。

表3.5-5　几种常见晶粒细化方法的比较

细化方法	晶粒尺寸/μm	优　点	缺　点
添加晶粒细化剂	100～1 000	细化效果好，研究充分	枝晶粗大，降低塑性，易衰退
添加阻止生长剂	1 000～5 000	利用固有合金元素	细化效果差，增大偏析倾向，形成低熔点共晶
动力学方法	500～2 000	去除氧化夹杂，细化效果好	设备复杂，要求用金属型，枝晶粗大
快速凝固	0.05～1 000	细化枝晶结构，可获得非晶态材料，增大固溶度，实现无偏析凝固，获得亚稳相	仅适用于低维材料，产生内应力
去除异质晶核	0.05～1 000	与快速凝固相同	研究尚不充分，较难控制，对污染敏感

2.2 单向凝固——柱状晶组织及单晶生长

(1) 单向凝固原理

单向凝固的目的是为了使铸件或铸锭获得按一定方向生长的柱状晶或单晶组织。根据上面分析可知，满足上述目的的条件如下。

首先，要在开始凝固的部位形成稳定的凝固壳。凝固壳的形成阻止了该部位的型壁晶粒游离并为柱状晶提供了生长

基础。该条件可通过各种激冷措施达到。

其次，要确保凝固壳中的晶粒按既定方向通过择优生长而发展成平行排列的柱状晶组织。同时为使柱状晶纵向生长不受限制并且在组织中不夹杂有异向晶粒，固－液界面前方不应存在生核及晶粒游离现象。这个条件可通过下述措施来满足。

1）严格的单向散热。要使凝固系统始终处于柱状晶生长方向的正温度梯度作用之下，并且要绝对阻止侧向散热以避免界面前方型壁及其附近的生核及长大。

2）要有足够大的 G_L/R，以便使成分过冷限制在允许的范围内。同时要减少熔液的非自发生核能力，这样就能够避免界面前方的生核现象。提高熔液的纯洁度，减少因氧化和吸气而形成的杂质污染，对已有的有效衬底则通过高温加热或加入其他合金元素来改变其组成和结构等方法均有助于减少熔液的非自发生核能力。

3）要避免液态金属的对流、搅拌和振动，从而阻止界面前方的晶粒游离。避免自然对流的最好方法就是自下而上地进行单向结晶。当然也可以通过安置固定磁场的方法阻止单向结晶过程的对流。

以上述条件的基本原理，20世纪60年代以来发展了单向凝固技术。该技术可使整个铸件都获得单向的柱状晶甚至是单晶组织，并已成功地应用于航空叶片和磁钢的生产。目前正向诸如研制铸态复合材料等其他领域扩展。

（2）单向凝固过程中的枝晶间距控制

单向凝固组织一般都是树枝晶结构。枝晶间距 d_1、d_2 越小，柱状晶就越细密挺直，性能也就越高。由式（3.4-69）、式（3.4-70）可见，对一定成分的单相合金而言，欲使 d_1、d_2 变小，则希望单向凝固过程中（$G_L R$）项增大。但 R 的提高受到 G_L/R 值的制约，因此，努力使 G_L 值在凝固过程中维持一个较高的水平，是单向凝固技术不断追求的目标。因为高的 G_L 值不仅可以确保单向凝固的实现，而且可以使 d_1、d_2 进一步减小。同时还允许 R 选择更高的值，从而使生产率提高。通常可以利用下述途径提高 G_L 值。

1）加强已凝固部分的散热能力。由式（3.4-67）可知，增大 $G_S\lambda_S$ 项使 $G_L\lambda_L$ 和 $R\rho_L$ 增加，从而使 G_L 提高，与此同时也有利于 R 的增大，使生产率提高。

2）提高浇注温度或加热界面前方的液体，从而使 G_L 增大。

3）将凝固界面上方液态金属的高温环境与界面下方已凝固部分的低温环境隔开，从而迫使更多的热流通过界面传递以提高 G_L。

此外，为了适应复杂断面及各种凝固条件的变化，还要求能独立地控制 G_L 和 R 这两个变量，以便得到 d_1、d_2 恒定均匀的组织。

30余年来有关单向凝固技术的重大改进，基本都是围绕上述问题而进行的。目前，G_L 已经从 10～15 ℃/cm 增加到 100～300 ℃/cm；工业上应用的单向凝固装置，G_L 也已在 100 ℃/cm 以上，从而使单向凝固技术更加广泛地用于工业生产。

（3）单向凝固方法

单向凝固方法很多，一般可分为炉外单向凝固和炉内单向凝固两大类。

1）炉外单向凝固法（发热剂法，简称EP法） 将铸型加热到高温后，迅速取出放在激冷板上立即浇注。冒口上方盖以发热剂，激冷板下喷水冷却。由于铸型表面温度升高到金属熔点以上，能使金属较长时间保持液态，从而创造了自下而上的单向凝固条件（见图3.5-14）。早期的单向凝固技术采用的就是炉外法。其缺点是铸件一经浇注，G_L 和 R 就无法控制。由于单向散热能力随界面推进而逐渐减弱，柱状晶组织也逐渐变粗。当其长度超过 50～100 mm后，便出现等轴晶粒。因此不适合制造大型和优质铸件。但由于其简单的工艺和低廉的成本，近年来在简单零件小批单向凝固生产中又重新引起人们的兴趣。

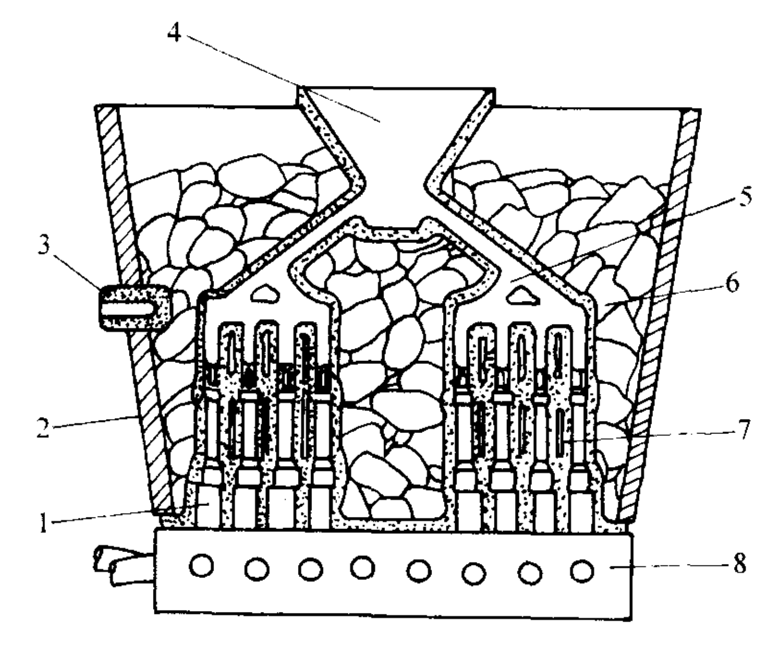


图3.5-14 炉外单向凝固法（EP法）装置图

1—起始段；2—隔热层；3—光学测温架；4—浇口杯；5—浇道；6—发热剂；7—铸件；8—水冷铜底板

2）炉内单向凝固法 铸件在加热器内浇注和冷却。由于可以调节炉内温度梯度及对结晶过程实现程度不同的控制，因此可以获得高质量的复杂铸件。

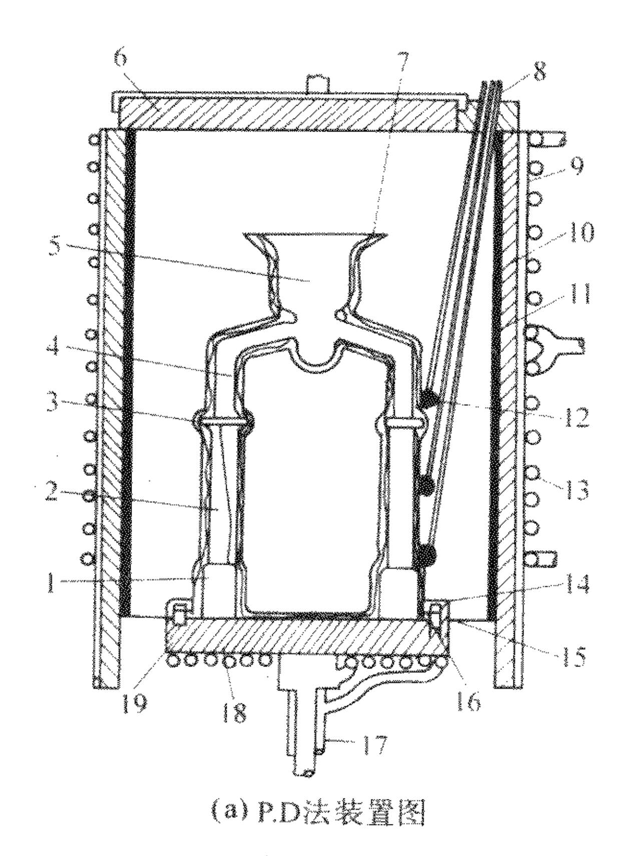
① 功率下降法（P.D法）（见图3.5-15a） 将加热器中的开底铸型放在水冷结晶器上，加热器的感应圈由上下两部分组成。先把铸型加热到浇注温度以上 30～60℃，浇注后切断下部感应圈电源。通过合理地调节上部线圈的输入功率，可以实现冷却速度相当大的单向凝固。其缺点是散热条件没有得到明显的改善，因此得到的柱状晶区仍不超过 180 mm。图3.5-15b、c则为用P.D法生产的航空叶片的凝固组织结构与普通精铸叶片的比较。

② 高速凝固法（H.R.S法）（见图3.5-16） 该法是在P.D法基础上发展起来的。关键是通过逐步移出铸型（或上移加热器）加强已凝固部分的散热条件。移出速度应能确保凝固界面处于隔板附近的上方。隔板的作用是将高温区和低温区分隔开，从而有利于 G_L 的进一步提高。与P.D法相比，该法优点是：由于具有较高的 G_L（26～30 ℃/cm）和 R（23～27 cm/h），故枝晶间距 d_1、d_2 较小，柱状晶细密挺直，生产率比P.D法高2～3倍；凝固区域较窄（仅为P.D法的1/4），故有利于补缩；能在较长时间内保持恒定生长，故组织均匀，柱状晶长度可达 300 mm 以上。

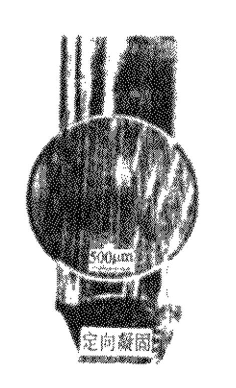
③ 液态金属冷却法（L.M.C法）（见图3.5-17） 为了进一步加强H.R.S法的散热能力，可使结晶器连同铸型在移出隔板后立即侵入低熔点、高沸点的液态金属浴中。目前，使用的金属浴有：锡液、镓铟合金、镓铟锡合金等。利用液态金属的高散热能力使凝固区激冷。此法 G_L 可达 200 ℃/cm 以上，且原则上不受已凝固长度的影响，可得到极长的单向柱状晶。

表3.5-6为生产Mar－M200合金的三种单向凝固工艺比较。

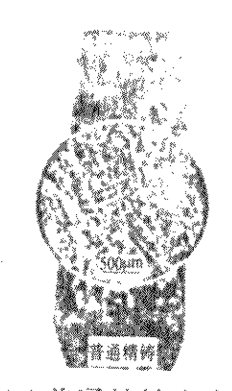
④ 流态床冷却法（FBQ法） Nakagawa等首先用流态床冷却法来获得很高的 G_L，进行单向凝固（见图3.5-18）。用流态化的150号 ZrO_2 粉作为冷却介质。Ar气用量大于 4 000 cm^3/min，冷却介质温度保持在 100～120℃。在相同条件下，液态金属冷却法的温度梯度 G_L 为 100～300 ℃/cm，而流态床冷却法的 G_L 为 100～200 ℃/cm，两者的凝固速率和糊状区宽度相同，分别为 50～80 cm/h 和 1 cm。



(a) P.D法装置图



(b) P.D法生产的叶片组织



(c) 普通精铸生产的叶片组织

图 3.5-15 炉内单向凝固（P.D法）

1—叶片根部；2—叶身；3—叶冠；4—浇道；5—浇口杯；6—模盖；7—精铸模壳；8—热电偶；9—轴套；10—碳毡；11—石墨感受器；12—Al_2O_3 管；13—感应圈；14—Al_2O_3 管堤封；15—模壳缘盘；16—螺栓；17—轴；18—冷却水管；19—铜座

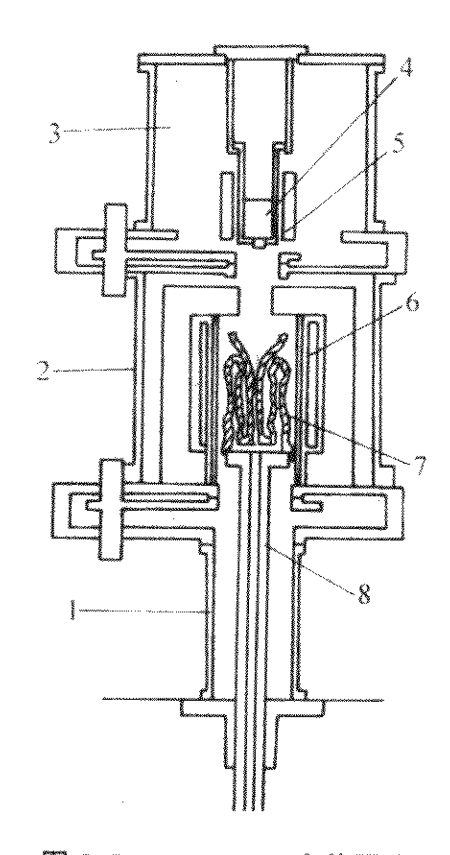


图 3.5-16 H.R.S 法装置图

1—拉模室；2—模室；3—熔室；4—坩埚和原材料；5—水冷底座和杆；6—石墨电阻加热器；7—模壳；8—水冷感应圈

表 3.5-6 生产 Mar－M200 合金的三种单向凝固工艺比较

工艺参数	功率下降法	高速凝固法	液态金属冷却法
过热度/℃	120	120	140
循环周期/min	170	45	15
模子直径/cm	3.2	3.2	1.43
G_L/℃·cm^{-1}	7～11	26～30	73～103
R/cm·h^{-1}	3～12	23～30	53～61
糊状区宽度/cm	10～15	3.8～5.6	1.5～2.5
局部凝固时间/min	85～88	8～12	1.2～1.6
冷却速率/℃·h^{-1}	90	700	4 700

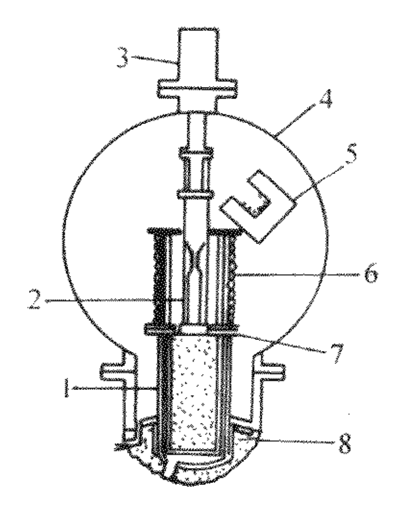


图 3.5-17 液态金属冷却法装置图

1—液态 Sn；2—模壳；3—侵入机构；4—真空室；5—坩埚；6—炉高温区；7—挡板；8—加热线圈

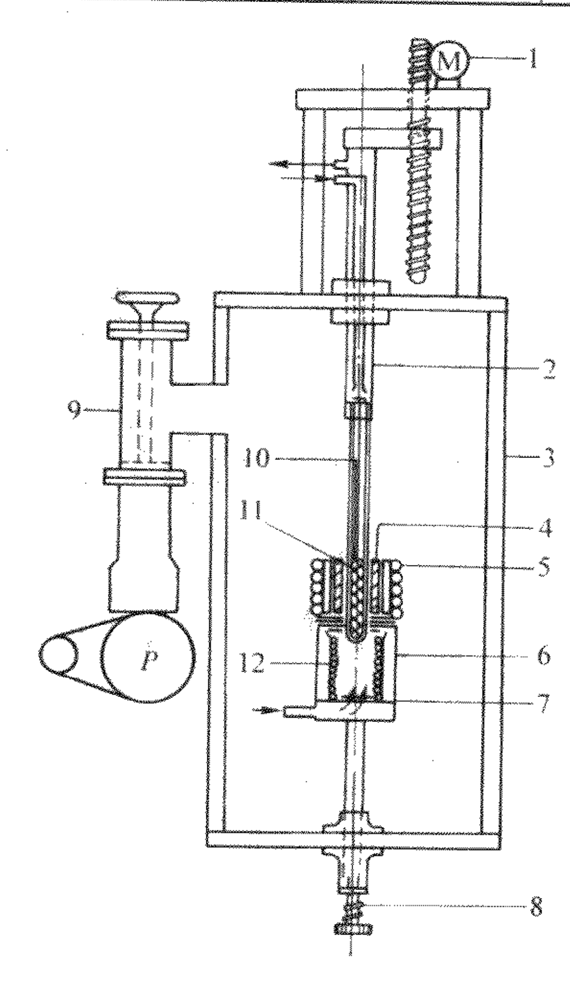


图 3.5-18 流态床冷却法装置图

1—驱动装置；2—水冷杆；3—熔化室；4—感受器；5—感应炉；6—粉粒容器；7—过滤器；8—高度调节器；9—真空系统；10—试样；11—热电偶；12—流态化颗粒

⑤ 连续单向凝固技术（O.C.C法）　近年来，在连续铸造和单向凝固的基础上，发展了一种连续单向凝固新技术。该技术与一般连续铸造的根本区别是利用加热铸型型壁的高温以阻止晶核在型壁处形成。这样，通过端部散热使熔液在铸锭心部先凝固，而表层在脱离铸型的一瞬间才凝固，从而获得具有单向凝固组织的连续铸锭（见图3.5-19）。它特别适用于各种断面形状的线材和板材的批量生产。由于生产过程中避免了表层与型壁的摩擦，因此锭表面光滑；同时由于单向组织本身的优点，铸锭致密坚韧，可以不必通过预处理而直接进行压延和冷拔加工。因此这是一种很有发展前途的新技术。

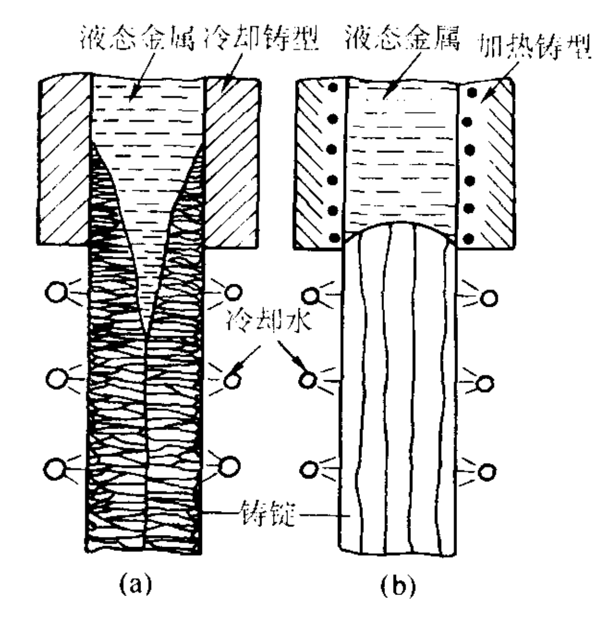


图3.5-19　普通连续铸造法（a）与O.O.C法（b）的比较

(4) 单晶体铸件的获得

利用单向凝固技术还可以生产单晶体铸件。目前使用的有选晶法（又称自生籽晶法）和籽晶法两种工艺。

1）选晶法　异型高温合金单晶铸件大都是采用垂直坩埚移动单向凝固法获得的，图3.5-20是铸造单向凝固单晶叶片装置。自生晶粒法如示意图3.5-21所示。在铸件本体下部设置一个空腔，称为"晶粒选择器"。合金液浇入模壳后，激冷结晶器表面形成等轴晶，在单向凝固条件下，经过一定高度的择优生长，得到一束接近[001]取向的柱状晶，再经过一定长度的通道，将其余晶粒全部抑制，只有一个柱状晶粒长入铸件本体。上述选晶过程全部在"晶粒选择器"中完成。

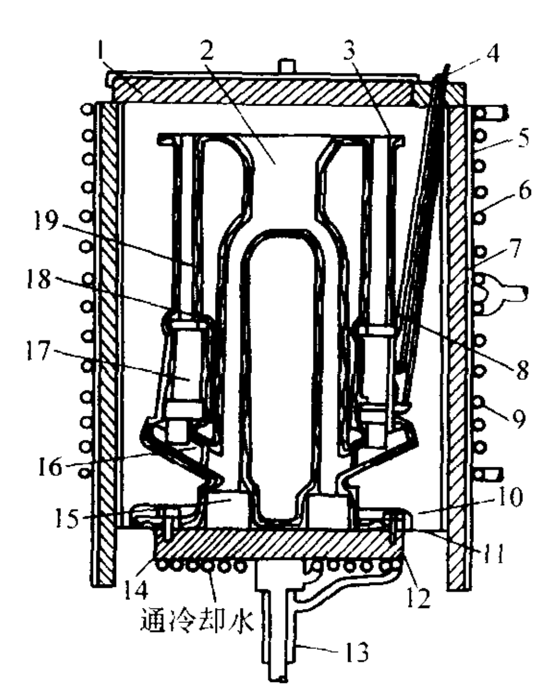


图3.5-20　单晶体叶片单向凝固装置

1—模盖；2—浇注系统；3—熔模模壳；4—热电偶；5—套筒；6—石墨毡；7—石墨感应套；8—氧化铝套管；9—感应圈；10—氧化铝水泥；11—模子凸缘；12—螺栓；13—支持轴；14—水冷铜板；15—开始结晶器；16—双转折收缩；17—叶片；18—下浇道；19—补充冒口

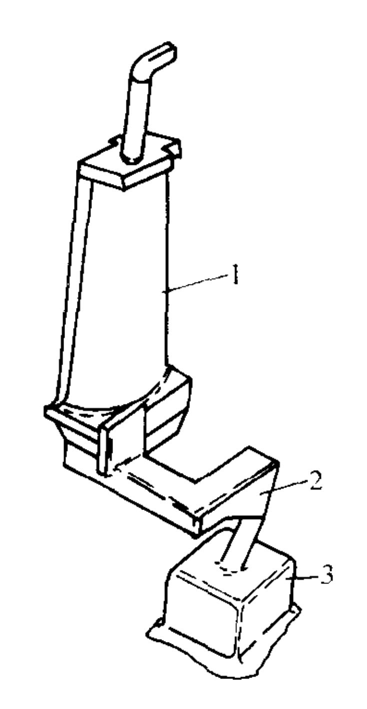


图3.5-21　自生籽晶法生产单晶叶片

1—铸件；2—选晶段；3—起始段

2）籽晶法——晶粒提拉法　晶粒提拉或Czochralski技术是一种常用的晶体生长方法，它能在较短时间里生长出大而无位错的晶体。晶体提拉法如图3.5-22所示。将欲生长的材料放在坩埚里熔化，然后将籽晶插入熔液中，在适中的温度下，籽晶既不熔掉，也不长大；然后，缓慢向上提拉和转动晶杆。旋转一方面是为了获得好的晶体热对称性，另一方面也搅拌熔液。用这种方法生长高质量的晶体，要求提拉和旋转速度平稳，熔液温度控制精确。

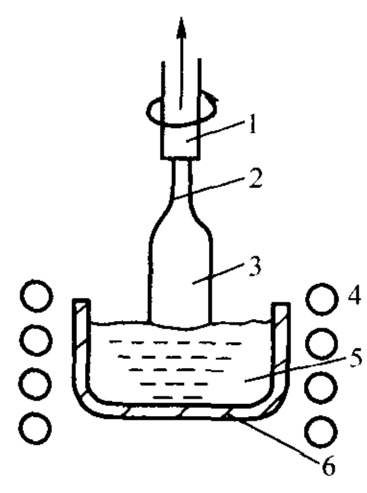


图3.5-22　晶体提拉法示意图

1—提拉杆；2—籽晶；3—晶体；4—射频感应圈；5—熔体；6—坩埚

2.3　共晶合金结晶组织的控制

前面所讨论的问题是针对单相合金而言的。它原则上也适用于共晶合金结晶组织的控制，但是情况更为复杂。

(1) 共晶团细化

在共晶合金铸件凝固过程中，共晶团可以通过两种机理形成：其一是从领先相构成的初晶表面上生长；其二是借助于共晶体从型壁上的游离。对一般铸件总是希望获得细小的共晶团组织，而不希望出现共晶群体结构。这可通过下述两方面措施实现。

第一类措施是促使领先相在熔液中大量生核。采用针对领先相的孕育手段，或选择初晶由领先相构成的合金，并且加速熔液的过冷。

第二类措施是用人工方法促使领先相初晶和共晶体的游离。在这方面，各种动态晶粒细化方法都是行之有效的手段。

但是在采用上述措施时必须注意下面几个问题才能获得满意的效果。

1）不能因此而粗化共晶体的微观结构。试验证明，很多动态晶粒细化措施虽有助于消除共晶群体而获得细共晶团组织，但由于加强了共生界面前方液体中溶质原子的横向扩

散，往往导致层片间距增大，从而恶化了铸件性能。

2）不能因此而粗化领先相的初晶。特别是当初晶属于脆性相（例如 Fe－C 合金中的初生石墨）、Al－Si 合金中的初生 Si 等）时更是如此。

3）不能破坏共晶合金的变质效果从而恶化其晶体形貌。

4）避免几种措施的互相干扰。例如孕育和旋转振荡均能细化亚共晶灰铸铁的共晶团并使石墨组织均匀。但两者同时选用时反而会促使共晶团粗化，据认为这是因旋转振荡破坏了孕育作用之故。

5）要兼顾到另一初生相的组织形态。例如奥氏体柱状枝晶有利于灰铸铁强度的提高，因此在细化共晶团时要尽量不使其受到破坏。

总之，在共晶合金铸件宏观结晶组织的控制中一定要综合考虑，权衡利弊，以求采取的措施能取得最佳效果。

(2) 共晶合金凝固过程中的变质处理

首先应指出的是变质处理（Modification）与前面（本章 2.1 节）所说的孕育处理（Inoculation）虽然都是向合金液中添加某些微量元素，但是其作用有本质的不同，后者是获得细小的等轴晶粒为目的的一种方法；而变质处理是为了控制凝固组织的形态。最典型的应用是通过变质处理进行铝硅合金中硅相的生长形态和铸铁中石墨形态的控制。有关铸铁凝固过程中的石墨形态控制，已有许多著作。以下以 Al－Si 合金为例，对合金的变质处理作一分析。

实验研究发现，向 Al－Si 合金液中加入 w（Na）= 0.01%可使片层状的 Si 变成纤维状，并且 Si 相的间距减小到约为原来的 20%。同时材料的力学性能，特别是韧性得到很大的提高。这一现象被用来进行工业合金的凝固组织控制。变质后凝固组织中的 Si 相在同一共晶团中仍是互相连通的，因此变质的作用不同于晶粒细化，它只是改变相的生长形态，而不是促进形核，以增加晶核数量。

由于 Na 是非常活泼的元素，在熔化过程中极易氧化烧损，变质处理后将在短时间内发生衰退，并且增加了合金的吸气倾向，人们长期寻找可替代 Na 的新的变质剂。实验发现 Sr、Ba、Yb、Ca、Te、Sb 均有控制 Al－Si 合金中 Si 的生长形态的作用，特别是 Sr 的变质效果更为明显。因而 Sr 成为新一代的 Al－Si 合金变质剂并被广泛用于工业生产中。Sr 变质具有长效性和重熔性，浇注时间可在 10 h 以上，并且操作简单，无污染。通常以 Al－Sr 中间合金的形式加入，目前 Sr 已逐渐取代 Na 或 Na 盐变质剂。其中工业常用的变质剂为 10%Sr－90%Al（质量分数）的二元及 10%Sr－14%Si－76%Al（质量分数）的三元的中间合金。

关于 Al－Si 合金的变质机理已作了大量的研究工作。一般认为变质处理可以抑制 Si 的形核和生长，达到控制生长形态的目的。

编写：周彼德（哈尔滨工业大学）

第 6 章　铸件凝固组织中化学成分的不均匀性

在铸造条件下，获得化学成分完全均匀的铸件（铸锭）是十分困难的。铸件中化学成分不均匀的现象称为偏析。偏析分为微观偏析和宏观偏析两大类。前者又称短程偏析，是指微小（一般是在一晶粒或晶界）范围内的化学成分不均匀现象；后者又称长程偏析或区域偏析，表现为铸件各部位之间化学成分的差异。

偏析也可根据铸件局部的溶质浓度 C_S 与合金原始平均浓度 C_0 的偏离情况分类。凡 $C_S > C_0$ 处，称为正偏析；$C_S < C_0$ 处，称为负偏析。这种分类不仅适用于微观偏析也适用于宏观偏析。

微观偏析对铸件各种性能的影响是明显的。由于成分偏析造成组织上的差异，导致冲击韧度和塑性下降，铸件热裂倾向增加，机械加工性能恶化。

宏观偏析使铸件各部分的力学性能和物理性能产生很大的差异，影响铸件的使用寿命和工作效果。例如，铅青铜铸件容易产生铅的宏观偏析，使其耐磨性能变坏；锡青铜铸件的表面含锡量有时较高，使切削性能变坏。铸钢锭的中心和上部 C、P、S 的含量往往较高。S 偏析破坏了金属的连续性，锻造时引起钢坯的热脆，也是零件疲劳破坏的主要原因；P 偏析使铸件产生冷脆性和回火脆性。在空气中或在腐蚀性介质中工作的铸件，偏析部位更容易遭受腐蚀破坏。

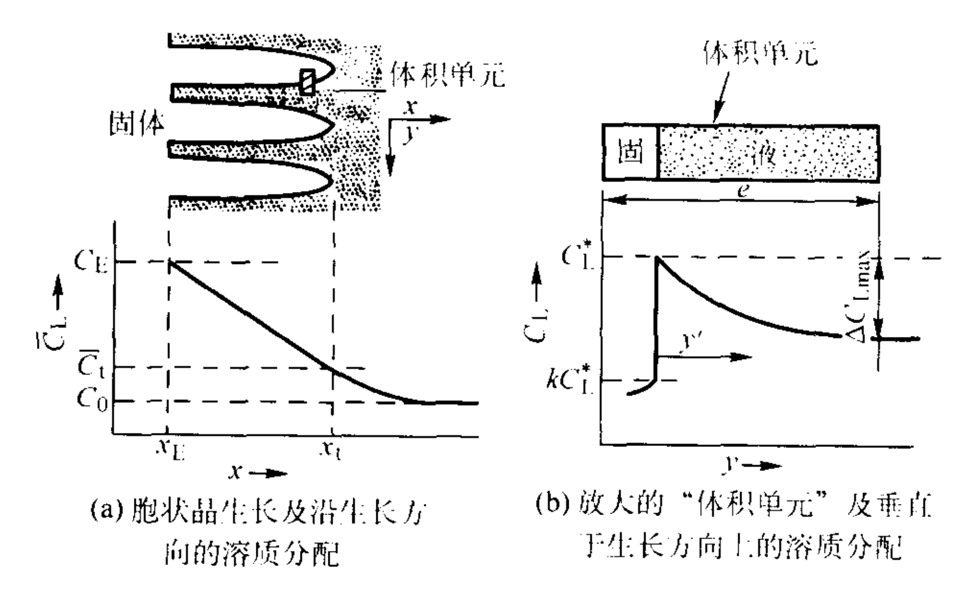
因此，偏析是铸件的主要缺陷之一。认识偏析形成的规律，对于防止偏析的产生，缩短均匀化热处理时间，改善铸件组织，提高铸件性能有着重要意义。

偏析也有有益的一面：利用偏析现象可以实现净化或提纯金属的目的。通过控制铸锭的凝固过程，使有害的杂质偏析到指定部位而将其去除。

1　树枝晶凝固时的溶质再分配

1.1　胞晶凝固的溶质再分配

在第 4 章中分析了单相合金平面前沿凝固的溶质再分配，由此来处理树枝晶的溶质再分配问题是极其复杂的，因为这里存在着溶质的多向扩散问题，还有曲率半径作用和固相扩散问题。为了简化分析，建立了胞状晶生长的溶质再分配模型（见图 3.6-1）。在此基础上来分析微观偏析。



(a) 胞状晶生长及沿生长方向的溶质分配　(b) 放大的"体积单元"及垂直于生长方向上的溶质分配

图 3.6-1　胞状晶生长的溶质再分配

由图 3.6-1a 可见从胞状晶根部到顶部液相中的溶质分布曲线。晶间液相的最高成分为共晶成分 CE，由第 4 章 2.2 节分析可知，尽管溶质含量很低的合金其最后总会达到这一最大值。沿着生长轴任何距离 x 处的液相平均成分 $\overline{C}_L$ 将随 x 增大而逐渐降低，直到晶体顶端处的平均成分 $\overline{C}_t$，最后达到远离胞状晶顶端的整体液相成分。如果不存在对流，这一整体液相成分就是原始的液相成分 C_0。

分析在 y 方向（垂直于生长方向）的溶质再分配，取一个"体积单元"沿生长方向有一定厚度其长度为在胞状晶中心到两个胞状晶间距的中点。随着胞状晶变厚，溶质排入液相并向两个胞状晶间距的中心方向扩散，因而在 y 方向的液相成分是不均匀的。如图 3.6-1b 所示在给定距离 y 处最大的成分差为 $\Delta C_{L\max}$。则界面处液相成分为 C_L^*，固相成分为 kC_L^*。

为了简化胞状凝固溶质再分配的计算，作了四个假设条件：①等温面为平面，垂直于生长方向，枝晶间无液体流动（即溶质只靠扩散传输）。②胞状晶彼此靠得很近，因此晶间区在 y 方向上液相成分是均匀的，即 $\Delta C_{L(\max)} = 0$。③胞状晶粒足够粗大，以致曲率半径对熔点温度的作用可以忽略。④固相中的扩散可以忽略不计。

上述前两个假设等于说在胞状晶顶部（$x < x_t$）后边的任何距离 y 处的液相成分几乎是均匀的，即 $C_L = C_L^*$，并且假设平衡相图的液相线斜率 m_L 为一常数。由此可以建立胞晶间从 x_E 到 x_t 液相中在 x 方向上温度梯度与浓度梯度之间的关系式：

$$\frac{\partial C_L}{\partial x} = \frac{G}{m_L} \quad 当\ x \leqslant x_t \tag{3.6-1}$$

式中，$G = \partial T/\partial x$ 为液－固相共存区（$x \leqslant x_t$）的温度梯度。

溶质在上式浓度梯度下扩散到胞状晶顶部以外去，胞状晶顶部的等浓度为 C_t，这里 $C_t > C_0$。在稳定态下根据溶质扩散第一定律可得下式：

$$C_t = (1 - a) C_0 \tag{3.6-2}$$

式中，$a = -\dfrac{D_L G}{m_L R C_0}$；$R$ 为生长速度。

分析图 3.6-1a 体积元中的全部溶质平衡即可得出胞状晶局部溶质再分配方程式：

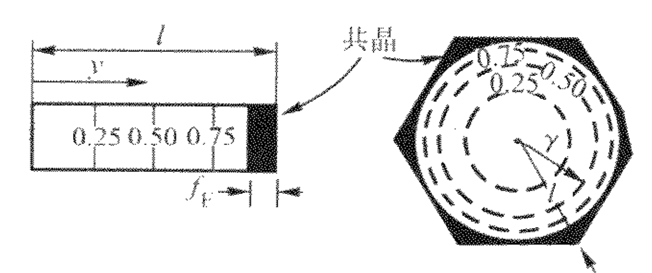
$$C_S^* = k_0 C_0 \left[\frac{a}{k_0 - 1} + \left(1 - \frac{ak_0}{k_0 - 1}\right)(1 - f_S)^{(k_0 - 1)} \right] \tag{3.6-3}$$

式中，$C_S^* = k_0 C_L$ 为液－固界面处的固体成分，这是指在体积单元中已有 f_S 固相质量分数的固体形成。由于在固相中没有扩散，因而 C_S^* 同时也就是包围体积单元中 f_S 固相质量分数固体的等浓度线。式（3.6-3）与 Scheil 方程一样，建立了凝固界面固相成分与固相质量分数之间的关系式。

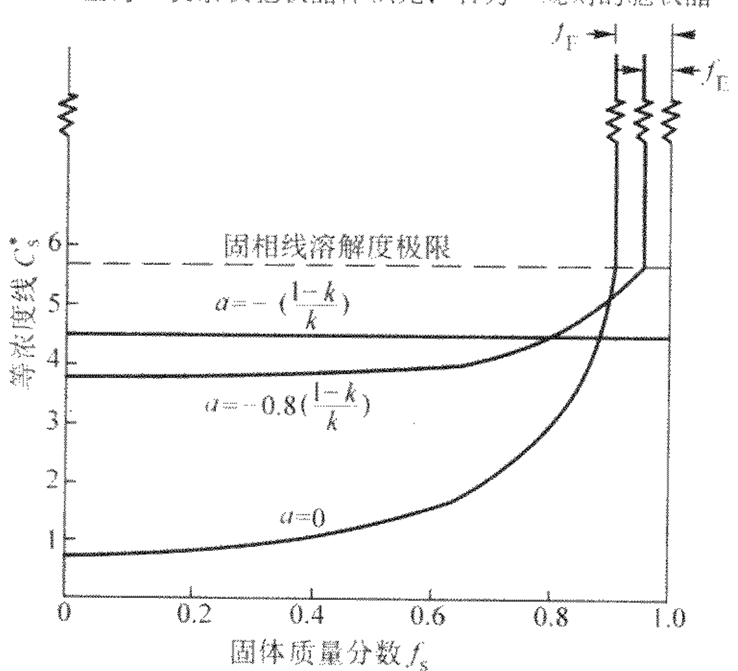
从式（3.6-3）中看不到生长中胞状晶几何形状的影响。对于长条状二度胞状晶，合适的体积单元如图 3.6-1 及图 3.6-2a 的左图所描绘。在体积单元中给定等浓度线（以虚线表示）以内的固相量正比于沿单元方向的距离之比 y/l。对于理想的规则六方系，合适的体积单元将如图 3.6-2a 右图所示，在这里包围于给定等浓度线之内的固相质量分数随 $(r/l)^2$ 而变化。

图 3.6-2 还表示出 Al－Cu［w（Cu）＝4.5%］合金按照式（3.6-3）计算出的显微偏析。在 $a = 0$ 这一极限情况时，与第 4 章 2.2 节所介绍的固相无扩散、液相内均匀混合的溶质再分配基本模型（见图 3.4-15）完全一致。这里的主要区

别在于偏析发生在胞状晶间距的范围内而不是单个晶体之内。当 $a=0$ 时，大约有 w（Cu）$=9\%$ 的共晶（$f_E=0.09$）存在于胞状晶间的区域内。甚至在高的 a 值时，可预料到有大量的共晶体出现。实际上，直到胞状晶全部形成，不论其原始成分如何低，总会有一些共晶体出现。这一预示和很多实验结果是一致的。例如，Kramer 等发现 Sn－Pb 合金中原始 Pb 含量甚至低到 w（Pb）$=0.2\%$ 仍有共晶存在，虽然 Pb 在 Sn 中的固相溶解度极限为 w（Pb）$=2.5\%$ 并且共晶成分含 Pb 量为 w（Pb）$=38\%$。Biloni 等曾在很多同样稀释的锡基和铝基合金中发现有第二相存在。必须指出，特别是在 a 值高时，这里提到的共晶成分和相图中的共晶成分还是有区别的。



(a) 左为一长条状胞状晶体积元；右为一规则的胞状晶



(b) Al－Cu [w(Cu)=45%] 合金按式 (3.6-3) 计算的显微偏析

图 3.6-2　胞状凝固的显微偏析

除了上述实验提供了定性的证实以外，关于胞状凝固的全部显微偏析应该直接地用电子探针进行测量。

1.2　有枝晶间液体流动时的溶质再分配

如果取一个具有固－液两相区同时包括几个枝晶在内的体积单元（见图 3.6-3）。在这个体积单元内，当凝固进行时，同时也发生液体的流动，这种流动当然也包括液态金属凝固时体积收缩能够及时得到体积单元以外液态金属的流入，以补偿这种收缩。这样根据体积单元内质量守恒及溶质质量守恒原则，最后可以求出体积单元内固相无扩散液相存在对流情况下枝晶内溶质分布的数学表达式：

$$C_S^* = k_0 C_0 (1-f_S)^{\left(\frac{k_0-1}{q}\right)} \tag{3.6-4}$$

$$q = (1-\beta)\left(1-\frac{\bar{v}}{R}\right) \tag{3.6-5}$$

式中，β 为合金凝固收缩率；$\bar{v}$ 为枝晶间液态金属的平均流动速度；R 为等温面移动速度，即凝固速度。

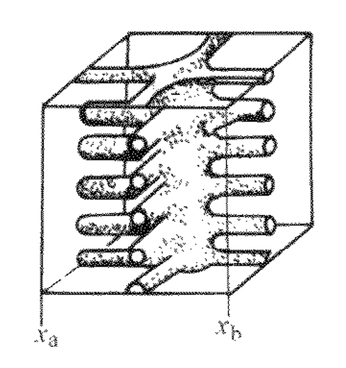


图 3.6-3　三维体积单元凝固示意图

式 (3.6-5) 与 Scheil 方程极为相似，其中决定因素是 q 值的大小，而 q 值是合金凝固收缩率 β、凝固速度 R 和液体流动速度 $\bar{v}$ 的函数，在合金成分一定的情况下，β 值一定，则 q 值取决于 R 和 $\bar{v}$，因此，R 和 $\bar{v}$ 是影响枝晶偏析的外部因素中决定性环节。当 $\bar{v}=0$ 时，式 (3.6-4) 变为

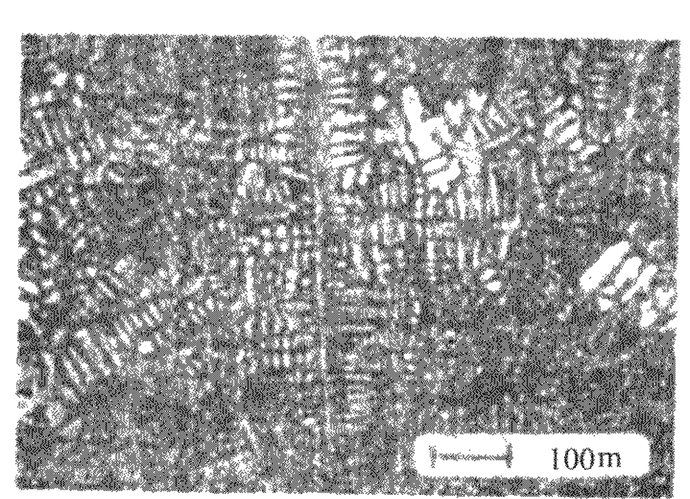
$$C_S^* = k_0 C_0 (1-f_S)^{\left(\frac{k_0-1}{1-\beta}\right)} \tag{3.6-6}$$

该式可用来描述铸件表皮枝晶内溶质分布的情况，此时，液体流动速度 $\bar{v}=0$，影响溶质分布的主要因素除 k_0 外，就是凝固收缩率 β 了，当 $\rho_S>\rho_L$ 时 β 为正；反之，β 为负，从而影响铸件表皮枝晶内的偏析性质。另外，$R=\varepsilon/\Delta T$，其中 ε 为冷却速度，ΔT 为温度梯度，两者都会通过对 R 的影响而影响枝晶内的溶质分布。

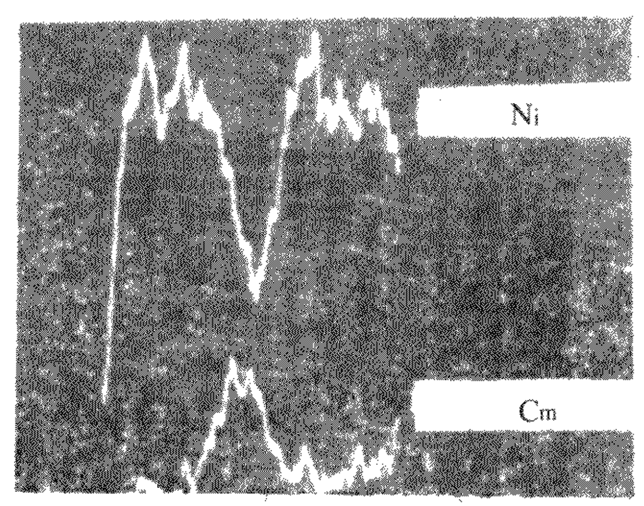
2　枝晶凝固组织中的微观偏析及控制

2.1　微观偏析

图 3.6-4 表示 Cu－Ni 合金的铸态显微组织，从图 3.6-4a 中可以看出，α 固溶体呈树枝状。枝干和枝晶间的颜色差别说明它们的成分有很大的差异。图 3.6-4b 表示枝晶间 Ni 和 Cu 的成分变化，图中贫 Ni 富 Cu 区域是枝晶间部分，而贫 Cu 富 Ni 的区域则对应于枝干部分。



(a) Cu－Ni 合金的树枝状组织



(b) Cu－Ni 合金两枝晶间 Cu 和 Ni 的线扫描特性 X 强度

图 3.6-4　Cu－Ni 合金的铸态显微组织

枝晶凝固组织中的微观偏析可根据需要和凝固条件，采用不同的指标对其范围和程度进行描述。图3.6-5所示的低合金钢柱状晶等浓度面可以形象而直观地反映偏析的细节。

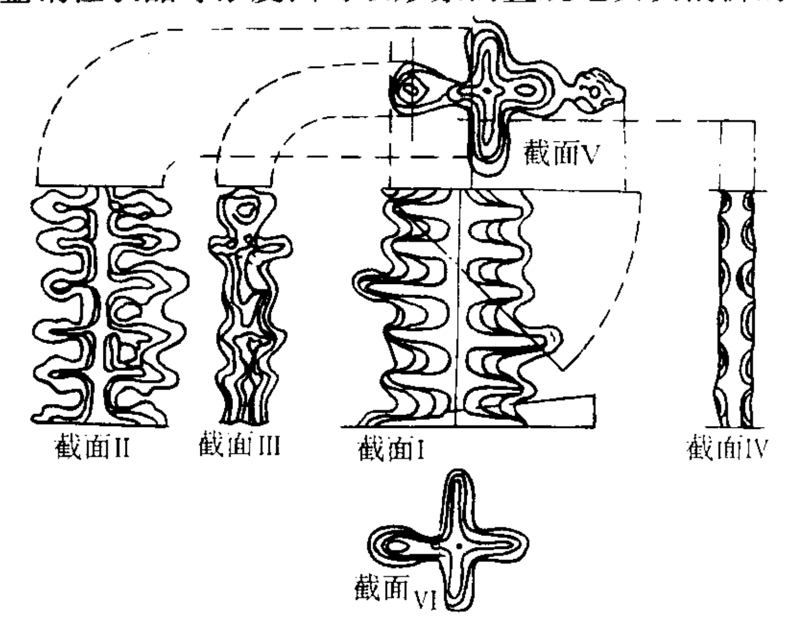


图3.6-5　低合金钢柱状晶的等浓度面

微观偏析的量化指标通常采用偏析比 S_R

$$S_R = \frac{C_{max}}{C_{min}} \tag{3.6-7}$$

式中，C_{max}、C_{min}分别为凝固组织中溶质含量最大值和最小值。

S_R 越大，表示偏析越严重。

偏析率 η 是描述偏析的另一个定量指标，定义为

$$\eta = \frac{C - C_0}{C_0} \tag{3.6-8}$$

式中，C 为某特定位置的溶质含量；C_0 为合金中溶质平均含量。

枝晶偏析的大小也可用枝晶偏析度 S_e 度量：

$$S_e = \frac{C_{max} - C_{min}}{C_0} \tag{3.6-9}$$

式中，C_{max}为某组元在枝晶偏析区内的最高浓度；C_{min}为某组元在枝晶偏析区内的最低浓度。

S_e 值越大，枝晶偏析越严重。表3.6-1是2～3 t钢锭中一些元素的枝晶偏析度。

表3.6-1　几种元素在钢锭中的枝晶偏析度 S_e

元素	S	P	C	W	V	Mo	Si	Cr	Mn	Ni
S_e	2.0	1.5	0.6	0.5	0.4	0.4	0.2	0.2	0.15	0.05

通常在固溶体型合金凝固过程的后期会析出非平衡的共晶相或第二相，这些相对合金的力学性能具有至关重要的影响。因此用非平衡共晶的体积分数 f_E 或第二相的体积分数 f_2 表示偏析程度对凝固过程的研究与应用是很有意义的。

$$f_E = \frac{V_E}{V} \tag{3.6-10}$$

$$f_2 = \frac{V_2}{V} \tag{3.6-11}$$

式中，V、V_E、V_2 分别表示总体积、共晶相的体积及第二相的体积。

凝固过程偏离平衡的程度越大，f_E 或 f_2 的值也就越大，表明偏析越严重。

微观偏析是枝晶凝固的必然产物。假定凝固过程中的固相扩散可以忽略，则凝固过程的任何时刻液－固界面附近固相一侧的成分被保留在最终的凝固组织中形成图3.6-5所示的等浓度面。因此等浓度面可以标记凝固界面的进程。

2.2　微观偏析的控制

(1) 影响微观偏析的主要因素

1) 凝固速度 R 或局部凝固时间 τ_f　随着局部凝固时间的增大，非平衡相析出量减小，即偏析减轻。这主要是由于固相扩散时间延长，促进了成分的均匀化。在产生枝晶偏析的同时，常在枝晶间生成不平衡第二相。几种合金出现不平衡第二相时的溶质浓度与冷却速度的关系见表3.6-2。

表3.6-2　冷却速度对合金形成不平衡共晶物的影响

合金种类	最大溶解度（质量分数）/%	出现共晶物时溶质的临界含量(质量分数)/% 冷却速度/℃·s⁻¹ 0.008～0.03	1.3～1.7	7
Al－Cu	5.65	0.1	0.1	0.3
Al－Mg	15.35	4.5	0.5	0.3
Mg－Al	12.90	2.0	0.1	0.3
Cu－Sn	13.50	1.8	4.0	4.0
Cu－Al	7.60	7.0	7.0	7.0

除了凝固过程的扩散外，还可在凝固结束后进行均匀化退化。但在局部凝固时间增大的同时枝晶间距也增大，使得均匀化退火的时间延长。同时枝晶间距的增大将使力学性能下降。因此，缓慢凝固并不是理想的凝固工艺。合理的方法是快速凝固使枝晶细化，然后进行均匀化退火处理。

2) 合金元素的固相扩散系数　合金元素的固相扩散系数越大，凝固过程的扩散就越充分，该元素的偏析也就越轻。

3) 合金元素的液相扩散系数　液相扩散系数往往是足够大的，液相中的合金元素能够在枝晶间充分扩散。微观偏析受液相扩散系数的影响不明显。但当液相扩散系数很小时，它的减小将使凝固界面附近的溶质富集增强，固相溶质含量向平均溶质含量的逼近过程加快，从而使偏析减轻。

4) 从枝晶间液体流动角度分析，凝固收缩率大的合金；冷却速度减小；流动速度增大；液相内温度梯度增加等都会引起枝晶内溶质偏析的增加。

(2) 均匀化热处理

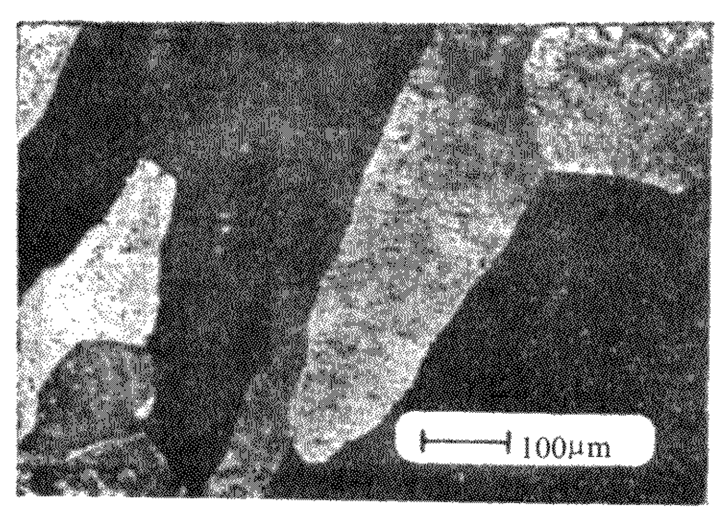
枝晶偏析是不平衡结晶的结果，在热力学上是不稳定的，若能设法使溶质原子进行充分扩散即能消除枝晶偏析。把铸件加热到低于固相线100～200℃，长期保温，使溶质原子充分扩散，则可减轻或消除枝晶偏析。图3.6-6为图3.6-4所示的Cu－Ni合金经均匀化退火后的组织及与之相对应的特征X射线强度曲线。可以看出，枝晶偏析已基本消除。

假设枝晶偏析值近似地为正弦波（见图3.6-7），根据扩散第二定律可解出在一定温度下经过 τ 时间后的偏析幅值 A：

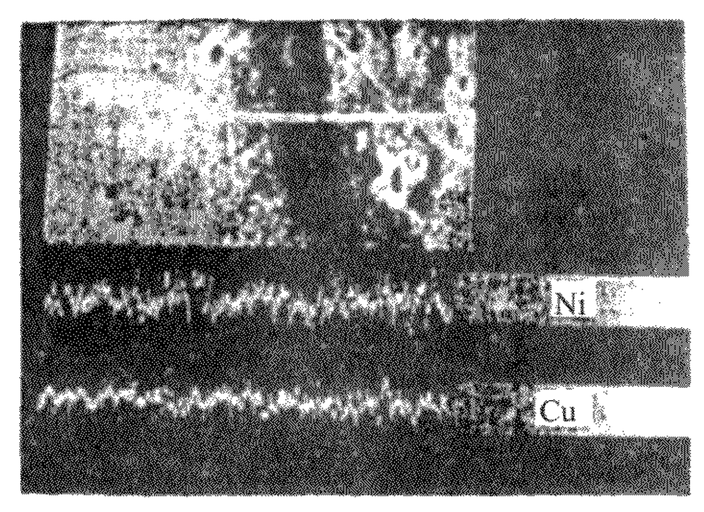
$$A = A_0 e^{-\pi^2 D_S \tau / S^2} \tag{3.6-12}$$

式中，A_0 为铸态合金枝晶偏析的初始幅值，$A_0 = C_{max} - C_{min}$；D_S 为扩散系数；S 为枝晶间距的一半。

可见，均匀化时间取决于枝晶间距和扩散系数。枝晶间距越小，均匀化退火时原子扩散路程越短，故均匀化时间越短。因此，凡能细化枝晶的各种工艺措施均有利于以后的均匀化退火。



(a) 退火后的显微组织



(b) Cu 和 Ni 线扫描特征 X 射线强度

图 3.6-6　Cu - Ni 合金均匀化退火后的显微组织

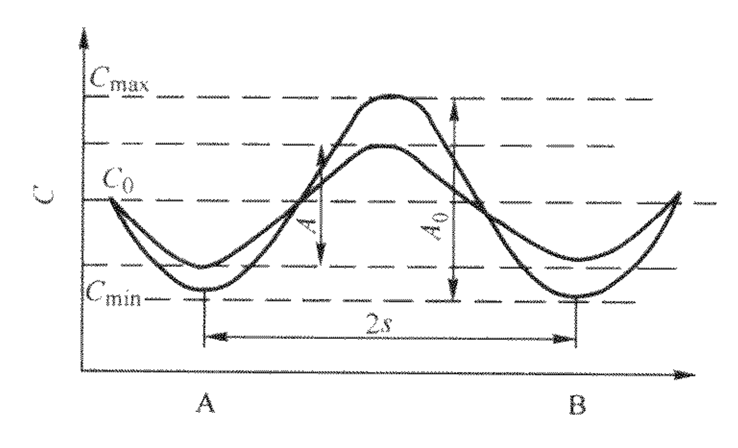


图 3.6-7　横跨 A、B 两枝晶的溶质变化
（枝晶偏析值按正弦波处理）

3　宏观偏析

如果保证凝固前沿近似为平界面时，铸件内的宏观偏析可用 Scheil 方程近似地描述。但在实际生产条件下，保证凝固前沿为平界面是困难的，往往存在固 - 液两相区。此时，铸件产生宏观偏析的途经：①在铸件凝固早期，固相或液相的沉浮，这种偏析最明显的例证是铸铁件中的石墨漂浮及大钢锭中由结晶雨所引起的负偏析；②在固 - 液两相区内液体在枝晶间的流动，这种流动的动力主要是由于凝固收缩和液体的对流。这对于形成各种形式的宏观偏析来说是关键性的。

3.1　枝晶间液体的流动对宏观偏析的影响

（1）宏观偏析的判别式

根据式（3.6-4）可以求出固、液两相区在如图 3.6-3 所包括的若干个枝晶范围内的平均固相成分为

$$\bar{C}_S = \int_0^1 C_S^* \, df_S = \int_0^1 k_0 C_0 (1-f_S)^{\left(\frac{k_0-1}{q}\right)} df_S = k_0 C_0 \frac{q}{k_0 - 1 + q} \tag{3.6-13}$$

式（3.6-13）可以看作是宏观偏析的判别式。

1）当 $q=1$ 时，即 $v_p/R = -\beta/(1-\beta)$（通常，将枝晶内液体流动的平均速度 $\bar{v}$ 用垂直于等温面的局部流动速度 v_p 表示）。此时 $\bar{C}_S = C_0$ 无宏观偏析，式（3.6-4）变为 Scheil 方程，这意味着虽无宏观偏析，但却有显微偏析。

2）当 $q<1$ 时，即 $v_p/R > -\beta/(1-\beta)$，对 $k_0<1$ 的合金 $\bar{C}_S > C_0$，该区域为正偏析。

3）当 $q>1$ 时，即 $v_p/R < -\beta/(1-\beta)$，对 $k_0<1$ 的合金 $\bar{C}_S < C_0$，该区域为负偏析。

需要说明的是，对于凝固中除形成固溶体外还出现共晶的合金，在计算平均成分时，不能直接采用式（3.6-13），此时应首先利用式（3.6-10）求出共晶液相量 f_E，计算出固溶体和共晶体各自的成分，再求出两者总的平均成分 $\bar{C}_S$，用它来同 C_0 比较，以决定宏观偏析的性质与大小。

（2）流动速度与方向对宏观偏析影响的实例

1）以 Al - Cu4.5%（质量分数）合金为例，该合金凝固收缩率为 0.057。图 3.6-8 为凝固后局部地区平均成分 $\bar{C}_S$ 与 v_p/k 的关系。当 $v_p/R = -\beta/(1-\beta) = -0.06$ 时，如前所述，不产生宏观偏析，可以看出，此时 v_p 很小且与 R 的方向相反。当 $v_p/k < -\beta/(1-\beta)$ 时，液体流速的绝对值增大，而方向仍与等温线的移动方向相反，即液体从两相区的热端流向冷端，即由溶质少的热区（铸件内部）流向溶质富集的枝晶根部，从而降低了该局部区域的平均成分，即 $\bar{C}_S < C_0$，产生负偏析。当 $v_p/R > -\beta/(1-\beta)$ 时，此时 v_p 与 R 方向一致，液体从溶质浓度高的冷区流向溶质少的热区，将产生正偏析。

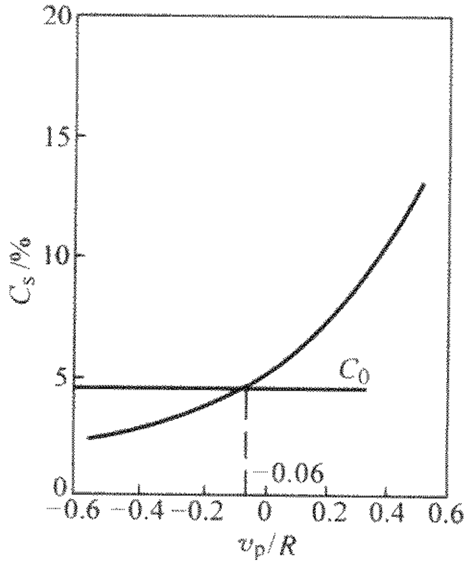


图 3.6-8　Al - Cu［w（Cu）=4.5%］合金的 $\bar{C}_S$ 与 v_p/R 的关系

图 3.6-9 为 Al - Cu［w（Cu）=4.5%］合金自下而上进行单向凝固时宏观偏析的情况，可以看出，在铸件最下端的表面处，溶质平均浓度 $\bar{C}_S$ 为 w（Cu）=5%，此处与图 3.6-8 中 $v_p=0$ 处相对应，这说明液体流动速度等于零的地方，对于凝固时收缩的合金将产生正偏析。应指出的是，这里与晶体平界面凝固不同（平界面凝固开始成分为 $k_0 C_0$），是负偏析。凝固时收缩使固相量减少，溶质浓度高的液相量增加，因此该地区的最终溶质平均浓度 $\bar{C}_S$ 会增加，形成正偏析。

图 3.6-10 为自下而上单向凝固的 Al - Cu 合金铸件断面突然变化时溶质平均浓度的分布情况。在铸件底部，如前所述，这里形成正偏析。在距激冷面 5 cm 的地方，铸件断面突然变细，其细小断面积为粗大处的 1/9，就在断面突然变化的地方，在铸件的心部，液体金属为了补偿下部铸件的收缩，其流动速度必然很大，即接近于大断面处的 9 倍。如图 3.6-10b 中所示，如果在大断面处宏观偏析为 0，即 $v_p/R = 0.06$，这样在断面突变处 $v_p/R = -0.54$，显然这里会产生大的负偏析。采用上述凝固方案，主要是只限定考察凝固收缩对宏观偏析的影响，因在这种情况下，液体的流动仅由凝固收缩引起，合金密度变化而造成的液体流动不存在。

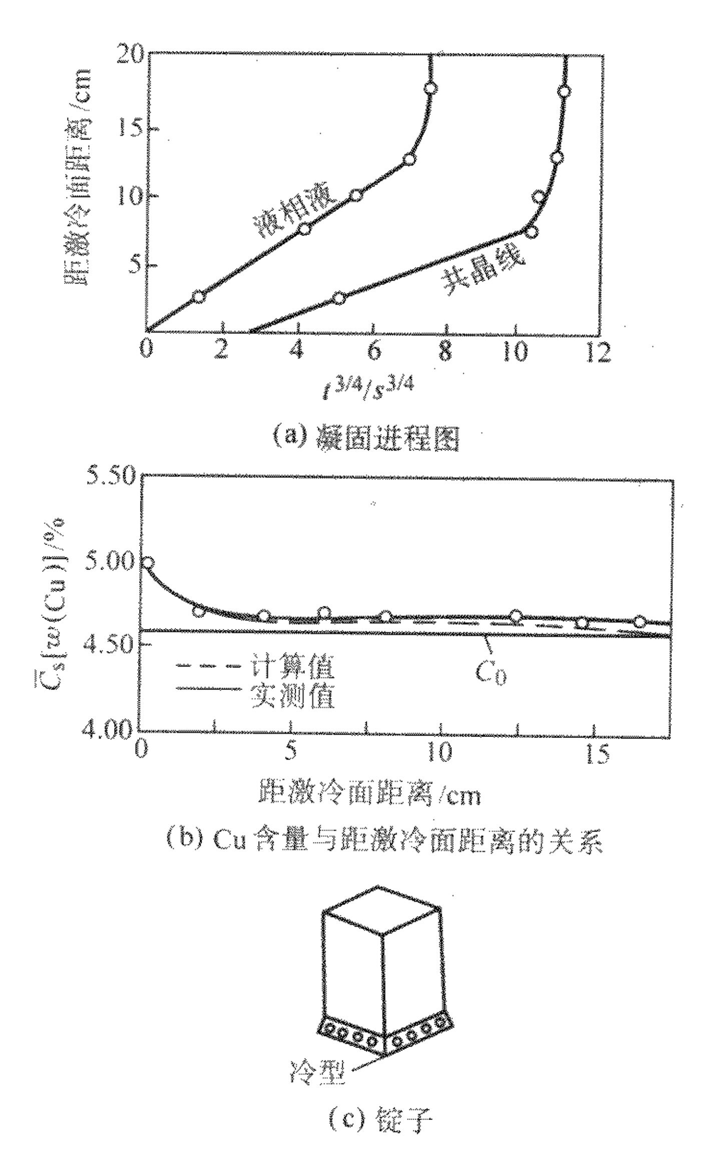


图 3.6-9　Al－Cu［w（Cu）＝4.5%］合金单向凝固宏观偏析情况

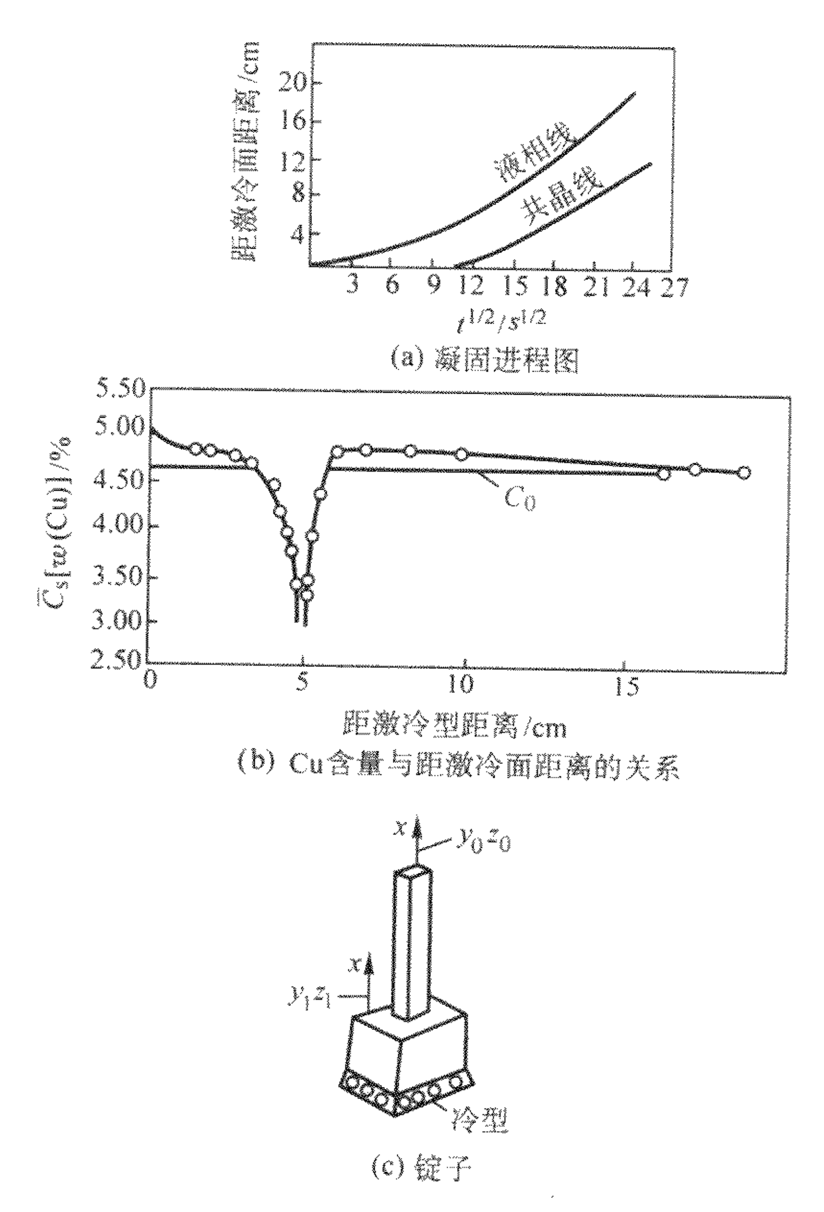


图 3.6-10　断面突变的单向凝固宏观偏析的情况

2）为考察液体密度对宏观偏析的影响，取一个断面均一的Al－Cu合金铸件，水平放置，并进行单方向凝固，在铸件一端设置一定高度的压头，如图3.6-11a所示。图3.6-11b为固－液两相区示意图，图3.6-11c为Al－Cu［w（Cu）＝4.35%］合金在凝固收缩及重力双重作用下液体流动的流线，图3.6-11d为沿铸件高度方向上溶质平均浓度差的分布情况。断面上方产生负偏析而下方产生正偏析。

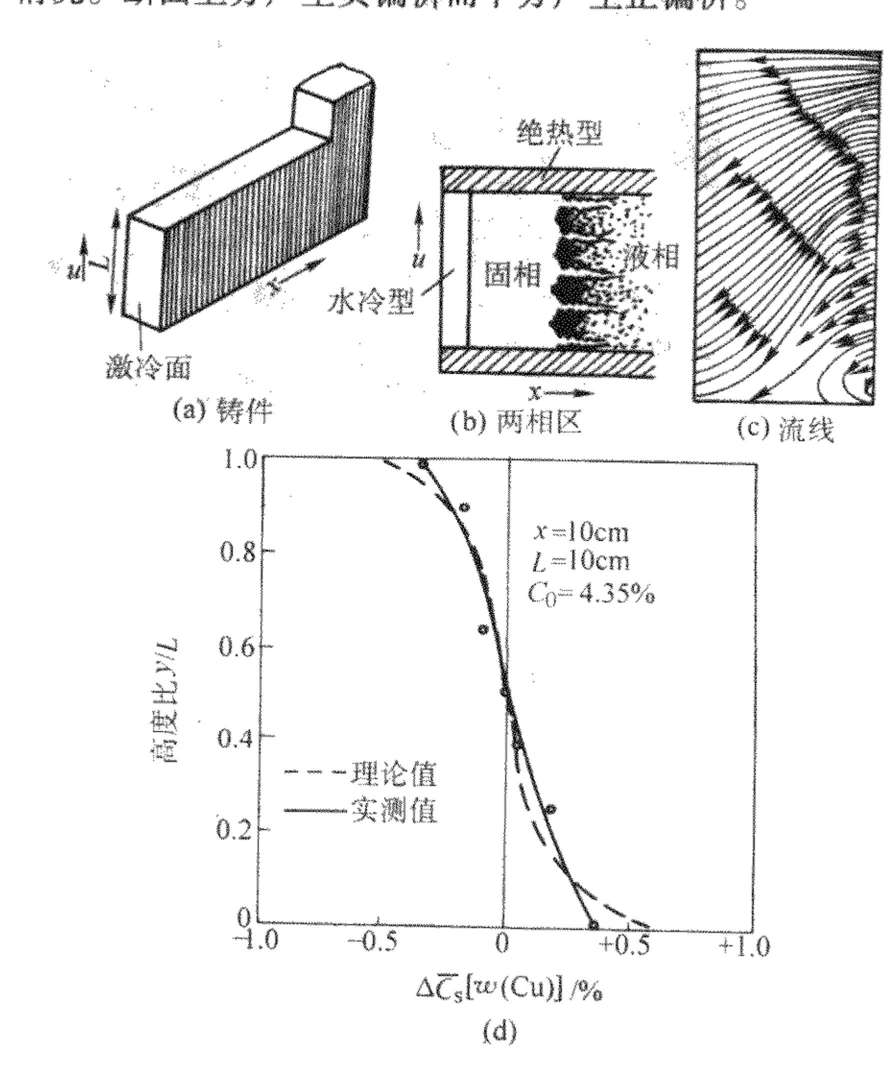
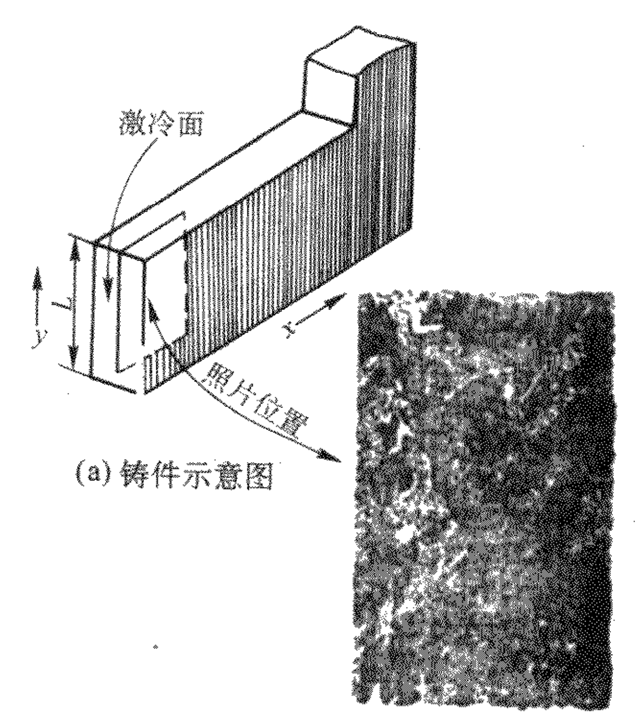


图 3.6-11　Al－Cu合金水平方向单向凝固时宏观偏析情况

如果 v_p/R 变得大于1时，流动速度大于等温面的推进速度，液体从冷端流向热端，此时，溶质富集的影响就如同腐蚀剂一样，在它流经的路途上将会熔化掉已经存在的固相，流动速度越快，固相熔化掉的越多，从而形成熔化通道，这种熔化通道实乃各种沟槽式宏观偏析（如V形偏析）的形成机理。图3.6-12即为Al－Cu［w（Cu）＝20%］合金沟槽式偏析的照片。可想而知，如果溶质富集引起液相密度变小，上述沟槽式偏析将会形成倒V形偏析。



(b) 沟槽式宏观偏析照片

图 3.6-12　Al－Cu［w（Cu）＝4.5%］合金铸件中的沟槽式宏观偏析

3）连续或半连续铸锭的宏观偏析。对于凝固区域枝晶间液体流动特性设想为各种简单的稳定态形式。如果所有的流向都是如图3.6-13a所示垂直向下，锭子横截面上的最终成分将是均匀的。从水力学方面分析，其流体流线应该是如图3.6-13b所示，即流线将以扇形向外散开。其结果在锭中

心部分出现负偏析。另外一种情况，由于出现裂缝或者凝固过程中液体密度增大，扇形流线可能向里发展，这时靠近钢坯中心部位则会出现正偏析，如图 3.6-13c。还有一种重要的偏析形式是液流的水平分量达到锭坯表面没有停止时（见图 3.6-13b），枝晶间液体即可流入铸坯外表面与模壁的收缩间隙中，结果出现一薄层高度偏析的物质，此称为渗漏。

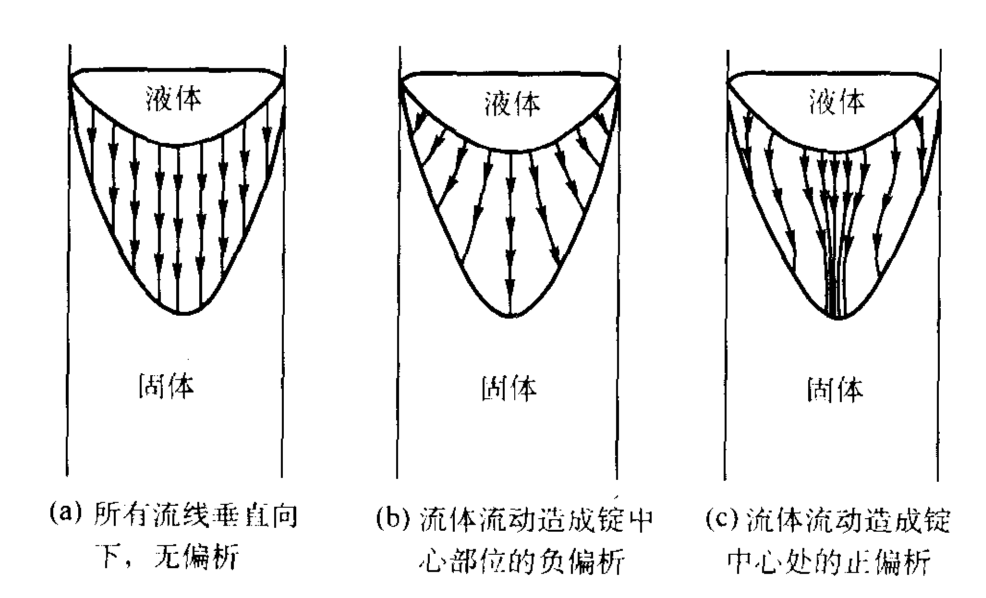


图 3.6-13　自耗电极或连续铸造时枝晶间的液体流动

3.2　正常偏析

当铸件（铸锭）凝固区域很窄，即逐层凝固时，固溶体初生晶生长成紧密排列的柱状晶，凝固前沿是平滑的或为短锯齿形，枝晶间的液体流动对宏观偏析的影响则降为次要地位，宏观偏析的产生主要与结晶过程中的溶质再分配有关。这与 4 章 2.2 (2) 所介绍的单向平界面凝固过程的溶质再分配规律基本相同。按照相图异分结晶的规律，这是正常现象，故称正常偏析。

以厚壁铸钢件为例，讨论 C、P、S 等溶质元素的分布规律。铸件表皮细晶粒区内，钢液来不及在宏观范围内选择结晶，其平均溶质浓度为 C_0（原始平均浓度）。与细等轴晶相连的柱状晶区逐层凝固，开始固相溶质浓度较低然后逐渐升高。当铸件中心部位的液体降至结晶温度时，生长出粗大的等轴晶。含溶质浓度高的液体被阻滞在柱状晶区与等轴晶区之间，该处 C、P、S 的含量较高，如图 3.6-14 所示。中心粗大的等轴晶区的平均成分也为 C_0。

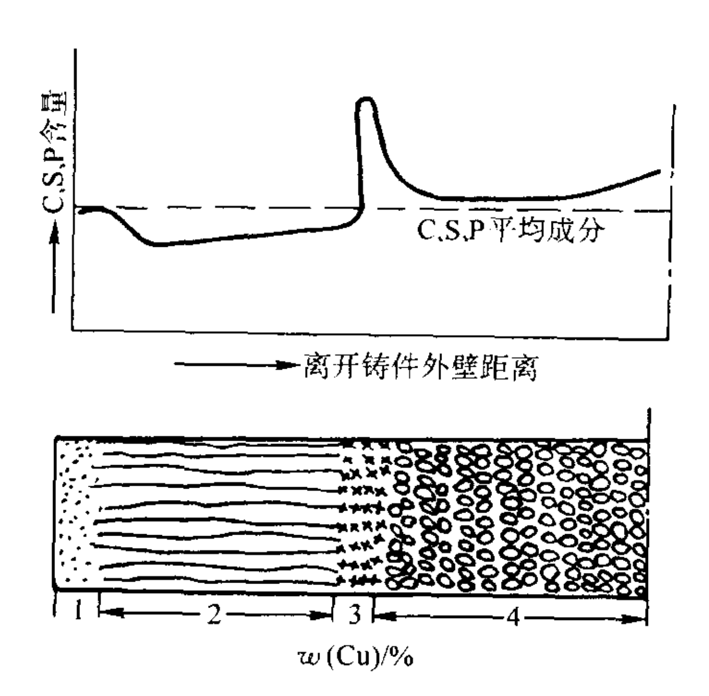


图 3.6-14　厚壁铸钢件 C、P、S 偏析规律与结晶特点的关系
1—细晶区；2—柱状晶区；
3—偏析的富集区；4—粗等轴晶区

显然，铸件产生宏观偏析的规律与铸件的凝固特点密切相关。当铸件的凝固区域较宽时，枝晶得到充分的发展，排除的溶质在枝晶间富集，且液体在枝晶间可以流动，从而改变了宏观偏析的形式。

3.3　逆偏析

所谓逆偏析是指在 $k_0<1$ 的合金中，虽然结晶是由外向内循序进行，但在表面层的一定范围内溶质的浓度分布却由外向内逐渐降低，恰好与正常偏析相反，故又称反常偏析，图 3.6-9 就是一例。Cu - Sn 和 Al - Cu 合金是易于产生逆偏析的两种典型合金，Cu - Sn [w (Sn) = 10%] 合金铸件表面含 Sn 量有时高达 w (Sn) = 20% ~ 25%。冷硬铸铁轧辊有时也会在表面上出现磷共晶的“汗珠”。

逆偏析经常在以下几种情况下产生：结晶温度范围宽的固溶体合金；铸件缓慢冷却时逆偏析程度增加；枝晶粗大时易产生逆偏析；合金液含气量较高时易于出现逆偏析。

显然，逆偏析的产生与固液两相区内枝晶间的液体流动有关。逆偏析还与铸件凝固区域的宽度、凝固收缩以及合金在凝固过程中液态金属所受到的压力有关。

3.4　V 形和逆 V 形偏析

在镇静钢钢锭中常常观察到 V 形和逆 V 形偏析带，其中富集 C、S 和 P。图 3.6-15 为钢锭纵剖面上的 V 形和逆 V 形偏析。

铸锭凝固初期，由于初晶的沉淀（结晶雨），在铸锭下半部形成负偏析区。与此相反，在铸锭的上半部则形成正偏析区。

铸锭凝固过程中，堆积层中央下部的晶体收缩下沉，而上部的晶体不能同时下沉，就会在堆积层上方产生 V 形裂缝，其中被富集溶质的低熔点液体充填形成 V 形偏析带。

铸锭中央部分下沉同时，侧面向斜下方产生拉应力。在此拉应力作用下，铸锭产生逆 V 形裂缝，其中被富集溶质的低熔点液体充填，形成逆 V 形偏析带。铃木等认为，逆 V 型偏析带的形成是由于密度小的高溶质含量液体沿固 - 液界面上升所引起的，见前面所述的沟槽式偏析。

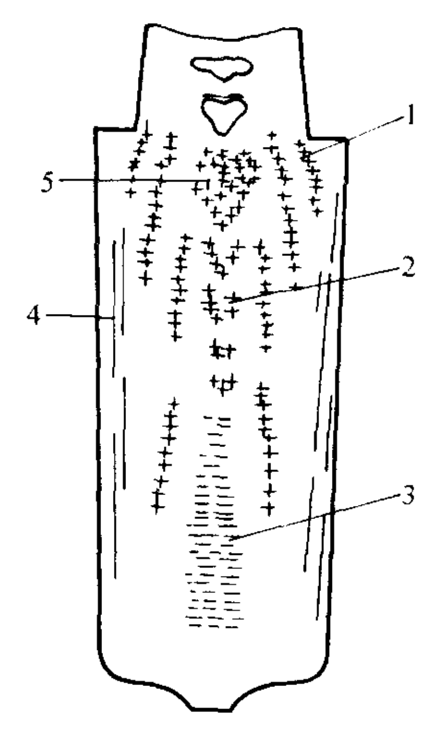


图 3.6-15　铸锭中的典型宏观偏析
1—逆 V 型偏析；2—V 形偏析；3—底部负偏析；
4—带状偏析；5—热顶偏析

3.5　减少宏观偏析的措施

由前述可知，消除宏观偏析的条件是：$v_p/R=-\beta/(1-\beta)$，也就是 v_p 与 R 两者方向相反；v_p/R 的绝对值要小，即 v_p 要小，而 R 要大。为此，具体的工艺措施应该是：

1）保证合金成分，使凝固过程中液体的密度差别减到

最小。因为液体的密度差是促使液体流动的重要因素之一。

2）适当的铸件（铸锭）高度。因为液体的静压头越大，流动越会加剧。

3）加入孕育剂细化枝晶组织，使流动阻力增加，从而减少流动速度。

4）在凝固开始阶段，用加速液体对流的方法，可以细化晶粒，但在凝固过程中，应该使液体的对流运动停止。如果自然对流速度较大，应该外加磁场使对流运动停止。可以想象，离心铸件中的宏观偏析较大。

5）加大冷却速度，缩短固－液两相区的凝固时间，尽量使 R 值增大。浇注温度太高、浇注速度太快，均会延缓铸件冷却，从而使宏观偏析加剧。

编写：周彼德（哈尔滨工业大学）

第7章 铸件中的气体与非金属夹杂物

铸件中的气孔和非金属夹杂物多数是在金属凝固过程中产生的，它们以不同的类型和形态出现在铸件中，对铸件的性能产生显著的影响。本章主要是介绍气体在金属中的溶解和析出；气孔的形成机理；非金属夹杂物的生成条件及形成机理；影响因素及防止和减少气孔和非金属夹杂物的途径。

1 铸件中的气体

1.1 概述

(1) 常见气体在铸件中的存在形态

气体元素在金属中主要有三种存在形态：固溶体、化合物和气态。

若气体以原子状态溶解于金属中，则以固溶体形态存在。若气体与金属中某些元素亲和力大于气体本身的亲和力，气体就与这些元素形成化合物，则以非金属夹杂物形态存在。气体还能以分子状态聚集成气泡存在于金属中。

存在于铸造合金中的气体主要是氢、氧、氮及其化合物。

氢原子半径很小，几乎能溶解于各种铸造合金中。氧是极活泼的元素，能与许多元素化合，多以化合物形态存在于铸造合金中。氮在铸钢、铸铁中有一定的溶解度，而在铝合金中几乎不能溶解。水蒸气不能直接溶解在金属中，但它是氧化性气体，能与金属反应生成氢，增加金属的吸气倾向。其他气体如 CO、CO_2、碳氢化合物气体等均不能溶解在金属中。

(2) 气体的来源

1) 在熔炼过程中，合金液直接与炉气接触，是金属吸气的主要途径。

2) 炉料的锈蚀或油污、使用潮湿或含硫高的燃料都会导致炉气中水蒸气、氢气和二氧化硫等气体的含量增加，增加合金液的吸气。

3) 合金液与铸型的相互作用，是合金液吸气的另一途径。铸型中的水分、黏土中的结晶水在金属液的热作用下分解，有机物的燃烧都能产生大量的气体。

4) 浇注系统设计不当、铸型透气性差、无足够的排气措施、浇注速度控制不当，都会使合金液在浇入型腔时发生喷射、飞溅和涡流而使空气卷入，增加合金中的气体。

(3) 气体溶解度的表示方法

在一定温度和该气体分压下，金属吸收气体的饱和浓度称为该条件下的气体溶解度。

气体溶解度常用 100 g 金属所能溶解的气体在标准状态下的体积来表示，即 $cm^3/100$ g。有时也用质量分数表示。它们之间的换算关系

$$H_2: 1.0\ cm^3/100\ g = 0.9\times10^{-6}$$

$$O_2: 1.0\ cm^3/100\ g = 12.5\times10^{-6}$$

$$N_2: 1.0\ cm^3/100\ g = 14.3\times10^{-6}$$

(4) 气体对铸件质量的影响

铸件中的气体对其质量有重要影响，见表 3.7-1。

气孔是铸件中最常见的一种缺陷。它不但减少铸件的有效断面积，而且还产生应力集中，成为零件断裂的裂纹源，显著降低铸件的强度和塑性。尤其是形状不规则的气孔不仅增加缺口敏感性使金属强度下降，而且还降低铸件的疲劳强度。弥散性气孔使铸件组织疏松，降低铸件的气密性。

以固溶体形式存在的气体，也会降低铸件的韧性。例如，溶解在钢和铜合金中的氢，在一定条件下从固溶体中析出，其析出压力使晶粒间形成须状裂纹，使合金变脆，即所谓“氢脆”。

表 3.7-1 气体对铸件质量的影响

气 体	在液态金属中存在的形态		对铸件质量的影响
氢	氢的原子半径很小，在所有铸造合金中以原子状态溶解，形成含氢的熔液		对铸件极为有害，在铝合金、铜合金、铸钢及铸铁件中均能形成氢气孔，在铜合金及铸钢件中也能产生微小裂纹，如铜铸件的“氢病”，铸钢件的“白点”。在凝固期析出时，形成反压力，阻碍收缩
氧	在钢铁合金中以原子状态溶解并形成氧化物		各种氧化物均能形成氧化夹杂。铸件凝固时，氧化物在晶界析出，破坏基体的连续性和致密性，降低铸件的力学性能、物理和化学性能，多数的氧化物能增加铸件的热裂倾向性。钢液脱氧不完全，能使铸钢件产生气孔
	合金	生成氧化物	
	碳钢	FeO、MnO、TiO_2、Cr_2O_3、V_2O_3	
	合金钢	A_2O_3、SiO_2 等	
	铸铁	FeO、MnO、SiO_2、A_2O_3	
	铜合金	Cu_2O、ZnO、SnO_2、A_2O_3、FeO、MnO、SiO_2、PbO、P_2O_5	
	铝合金	SiO_2、A_2O_3、MgO、TiO_2	
	镁合金	MgO、A_2O_3、MnO、SiO_2	
氮	在非铁合金中一般不溶解，在铸钢和铸铁中能以原子状态溶解或形成氮化物，如 TiN、VN、BN 等		对非铁合金无不良影响，使铸铁件产生气孔，TiN 能使合金钢铸件产生裂纹和石状断口；TiN、VN、BN 在合金钢中能细化晶粒，提高铸件的力学性能

续表 3.7-1

气 体	在液态金属中存在的形态	对铸件质量的影响
水蒸气	在各种合金中不能直接溶解，但能与金属反应生成氧化物，并析出氢气。如： $Fe + H_2O \rightarrow FeO + H_2$ $2Al + 3H_2O \rightarrow A_2O_3 + 3H_2$ $2Cu + H_2O \rightarrow Cu_2O + H_2$ $Mg + H_2O \rightarrow MgO + H_2$	反应生成的氧化物能促使铸件形成氧化夹杂、热裂和气孔；析出的氢气能部分溶解于金属液中，产生气孔或皮下气孔
二氧化碳	在各种合金中不能直接溶解，但能使合金中的 Al、Si、Mg、Zn 氧化，形成氧化物，如 $2Al + 3CO_2 \rightarrow A_2O_3 + 3CO$ $Si + 2CO_2 \rightarrow SiO_2 + 2CO$	在铸件中形成氧化夹杂
一氧化碳	在各种合金中都不溶解	—
二氧化硫	在 Fe－C 合金中不溶解，在 Cu 合金中微量溶解	—

液态金属中溶解的气体对其铸造性能也有不良的影响。铸件凝固时，气体析出的反压力阻止金属液补缩，使铸件产生晶间缩松。含有气体的合金液其流动性明显下降。试验表明，含氢 0.8 $cm^3/100\ g$ 的铁液，其流动性为 52 cm；含氢 4.1 $cm^3/100\ g$ 时，则降为 39cm。

当然气体元素对铸件也有有利的一面，为了提高钢的高温及耐磨等性能已研制出大量含氮钢种；金属的表面氮化处理在工业中也普遍应用；作为功能材料的开发，氢元素的利用具有不可估量的前途。

1.2 气体在金属中的溶解和析出

(1) 金属的吸气过程

金属的吸气过程是：气体分子撞击高温金属表面，某些气体分子离解为原子，并吸附在金属表面上，经扩散进入金属内部，最后，已溶解的气体原子在金属内均匀化。完成上述吸气过程需要一定时间，金属温度越高，气体与金属接触时间越长，吸收的气体就越多。

(2) 单质气体在金属中的溶解

研究表明，影响单质气体在金属中溶解度的主要因素有：与金属接触的气体中该气体的分压、温度和合金的化学成分。

1) 温度和压力的影响　如不考虑金属蒸气压的影响，单质气体在金属中的溶解度与温度和压力的关系为

$$S = K_0\sqrt{p}\exp\left(1-\frac{\Delta H}{2RT}\right) \qquad (3.7\text{-}1)$$

式中，S 为气体溶解度；p 为与气相平衡的气体中该气体的分压；ΔH 为气体溶解热；R 为气体常数；T 为热力学温度；K_0 为系数。

当压力不变时，温度对气体溶解度的影响视溶解过程的热效应而定。对于气体溶解为吸热过程的金属，气体溶解度随温度升高而增加；反之，气体溶解度随温度的升高而降低。

氢在 Fe、Ni、Co、Cu、Cr、Al、Mg 等金属中溶解，以及氮在 α－Fe 中溶解是吸热过程，故在这些合金中氢、氮的溶解度随温度升高而增大（见图 3.7-1）。图 3.7-2 和图 3.7-3 分别为氢在纯铜和纯铝中的溶解度。

氢在 Th、Ti、V、Zr、Pd 等金属中溶解是放热过程，故在上述合金中氢的溶解度随温度升高而下降，见图 3.7-4。从图 3.7-1～图 3.7-3 还可以看到，金属发生相变时，气体的溶解度陡然变化。气体溶解度的突变是铸件产生气孔的主要原因之一。

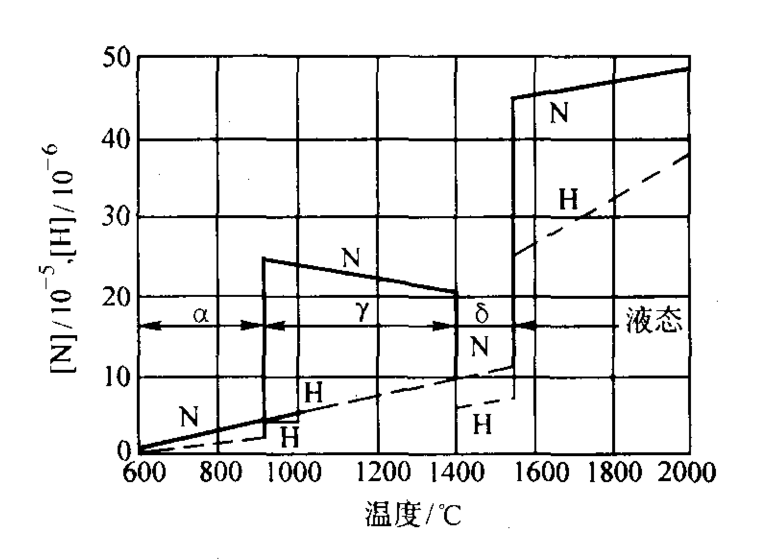


图 3.7-1　氢和氮在纯铁中的溶解度与温度的关系

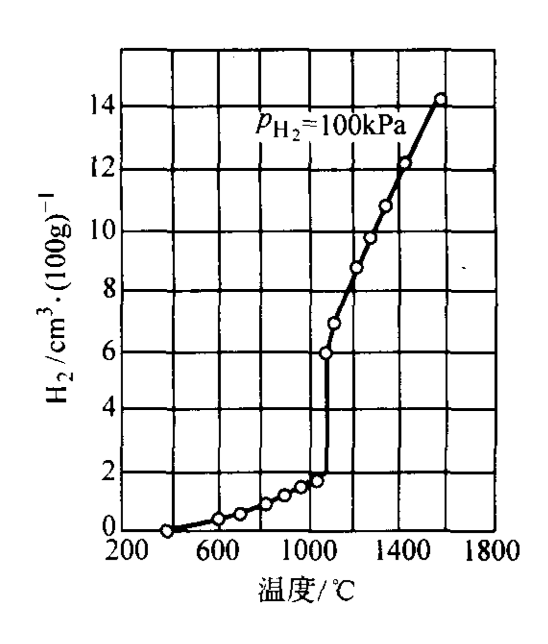


图 3.7-2　氢在纯铜中的溶解度

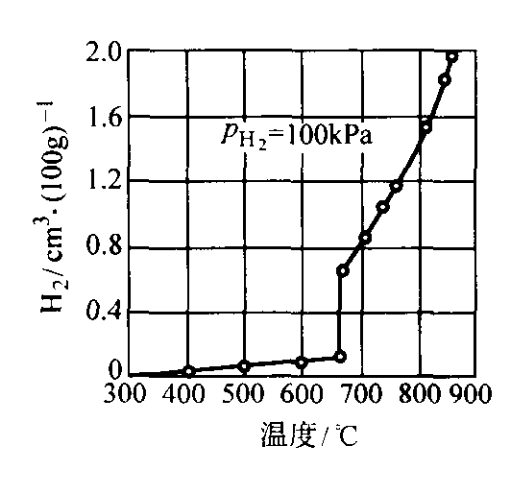


图 3.7-3　氢在纯铝中的溶解度

2) 金属蒸气压的影响　气体在金属中的溶解度随金属蒸气压的升高而降低。事实上，式 (3.7-1) 并不是在任何

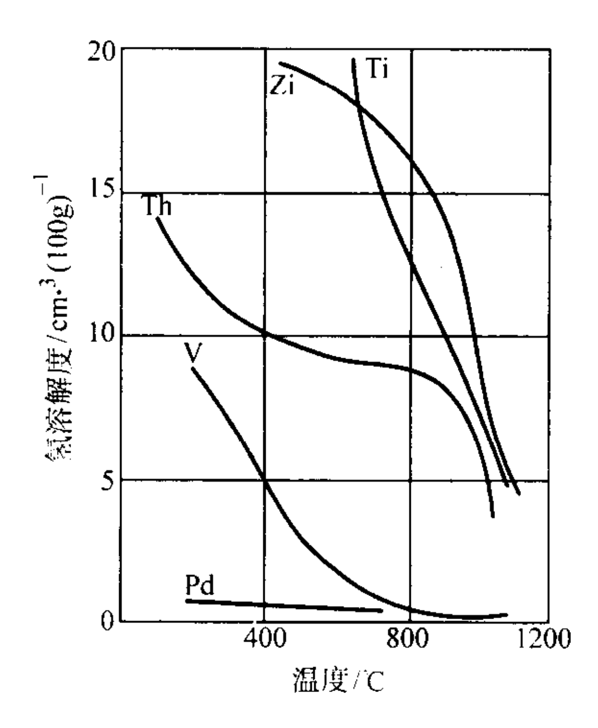


图 3.7-4　氢在一些金属中的溶解度

温度下都适用。当金属液温度接近沸点时，其溶解度逐渐降低，在沸点时，气体的溶解度为零，如图 3.7-5 所示。金属蒸气压的大小标志金属挥发的难易程度，蒸气压大说明金属易挥发。Mg、Zn、Ge 等金属中，气体溶解度随金属过热度增加有所降低；难挥发金属，如 Fe－C、Cu 合金等，在正常过热度下，蒸气压很小，对气体的溶解度影响不大。

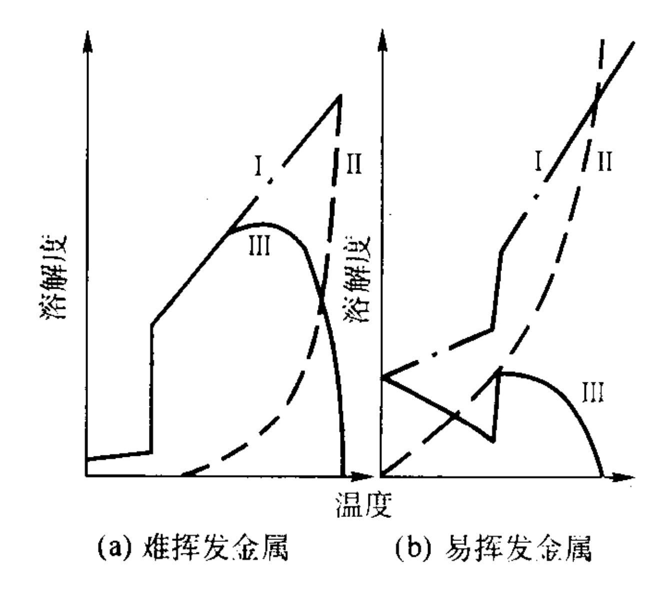


图 3.7-5　金属蒸气压对气体溶解度的影响

Ⅰ—不考虑金属蒸气压时的溶解度；Ⅱ—蒸气压影响溶解度的减少量；Ⅲ—受蒸气压影响的溶解度

3）合金成分的影响　合金中常含有多种元素，它们与气体元素互相作用，使合金液中气体的活度系数发生变化，进而影响气体的溶解度。以氢、氮在铁合金中的溶解为例，其溶解反应为

$$1/2H_2 = [H] \qquad 1/2N_2 = [N] \qquad (2.7\text{-}2)$$

平衡常数 K_H、K_N 分别表示为

$$K_H = \frac{a_H}{p_{H_2}^{1/2}} = \frac{f_H[\%H]}{p_{H_2}^{1/2}}$$

$$K_N = \frac{a_N}{p_{N_2}^{1/2}} = \frac{f_N[\%N]}{p_{N_2}^{1/2}}$$

或

$$\lg[\%H] = \lg K_H + 1/2\lg p_{H_2} - \lg f_H$$

$$\lg[\%N] = \lg K_N + 1/2\lg p_{N_2} - \lg f_N \qquad (3.7\text{-}3)$$

式中，a_H、a_N 为氢、氮的活度；f_H、f_N 为氢、氮的活度系数；p_{H_2}，p_{N_2} 为氢、氮的气体分压。

由于受到合金元素相互作用的影响铁液中的氢、氮的活度系数不等于 1，合金元素对 f_H、f_N 的影响可写成

$$\lg f_H = \lg f_H^{[H]} + \lg f_H^{[C]} + \lg f_H^{[Mn]} + \lg f_H^{[Si]} + \cdots$$

$$\lg f_N = \lg f_N^{[N]} + \lg f_N^{[C]} + \lg f_N^{[Mn]} + \lg f_N^{[Si]} + \cdots \qquad (3.7\text{-}4)$$

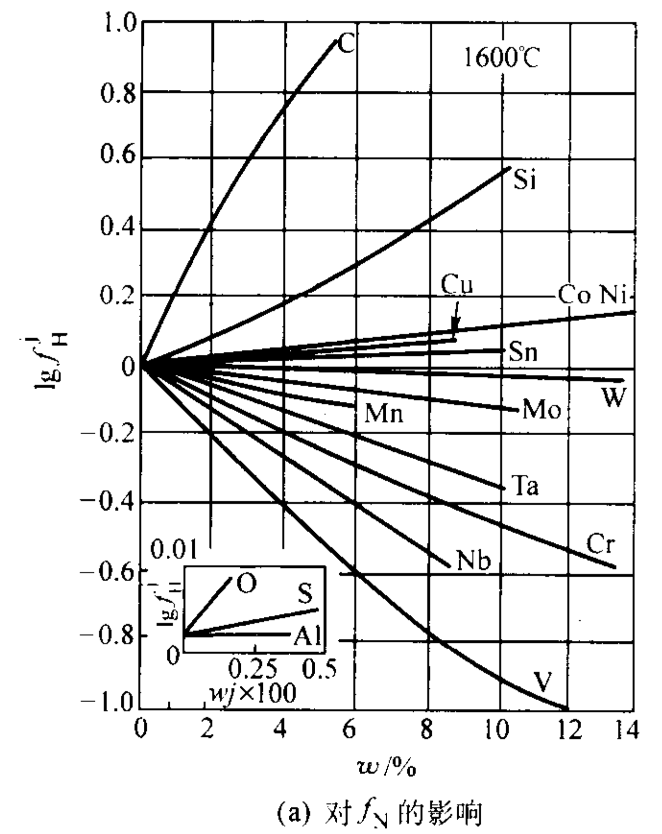
显然，凡是增大氢、氮活度系数的元素，都使合金液中氢、氮的溶解度减小，反之增大。在铁基合金中合金元素对氢、氮的活度系数和溶解度的影响如图 3.7-6 和图 3.7-7 所示。可以看出，氢、氮的溶解度均随 C、Si 含量的增加而减小，随 Mn 含量的增加而增加。图 3.7-8 为铜合金中合金元素对氢溶解度的影响。

图 3.7-9～图 3.7-11 分别为氢在 Al－Si 合金、Al－Cu 合金及铸铁中的溶解度。

若某些元素能与气体化合生成稳定的化合物，却又不溶于该金属，形成化合物的这部分金属原子则失去吸气能力，气体的溶解度降低；若某些元素能与气体化合，生成的化合物又溶于金属液中，则使气体溶解度增加。

此外，合金元素还能改变金属表面膜的性质，从而影响气体的溶解度。例如，Al 合金中含有 Mg、Na、Ca 等元素时，合金液表面膜疏松，合金液吸气速度加快。Al－Mg 合金中加入 Be，合金液表面膜致密，合金液吸气速度减慢。

合金液与水蒸气接触时，其中脱氧能力强的金属元素与水蒸气作用还原出氢原子，并溶解于合金液中，增加合金液的吸气量。例如，铁液中存在微量的 Al，加速水蒸气在铁水表面分解，增加氢在铁液中的溶解。铁液中易挥发成分 Mg，提高铁液的蒸气压，使气体溶解度显著降低。



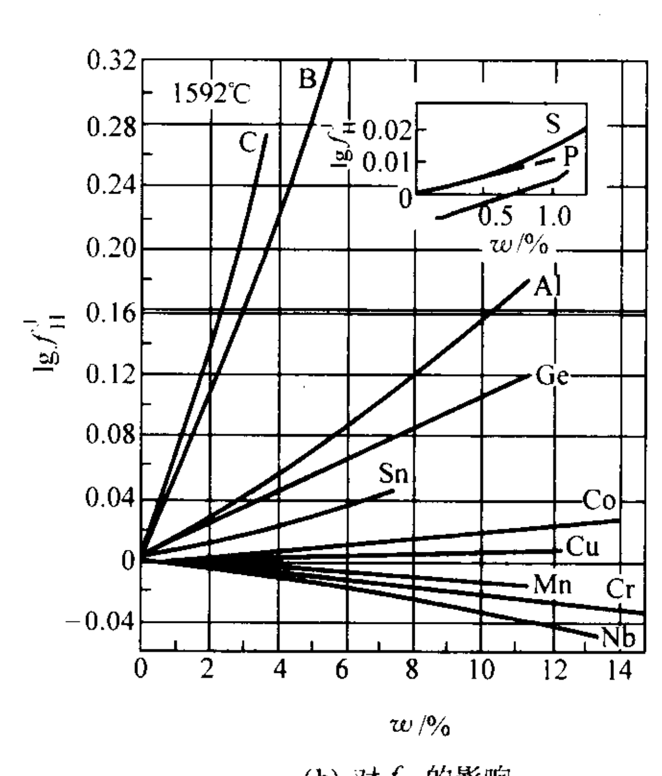
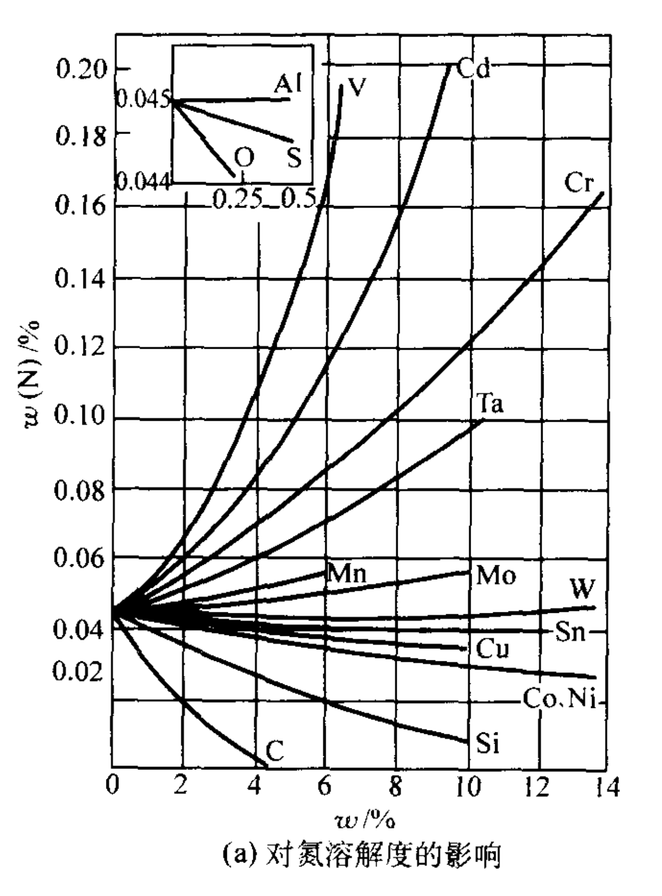
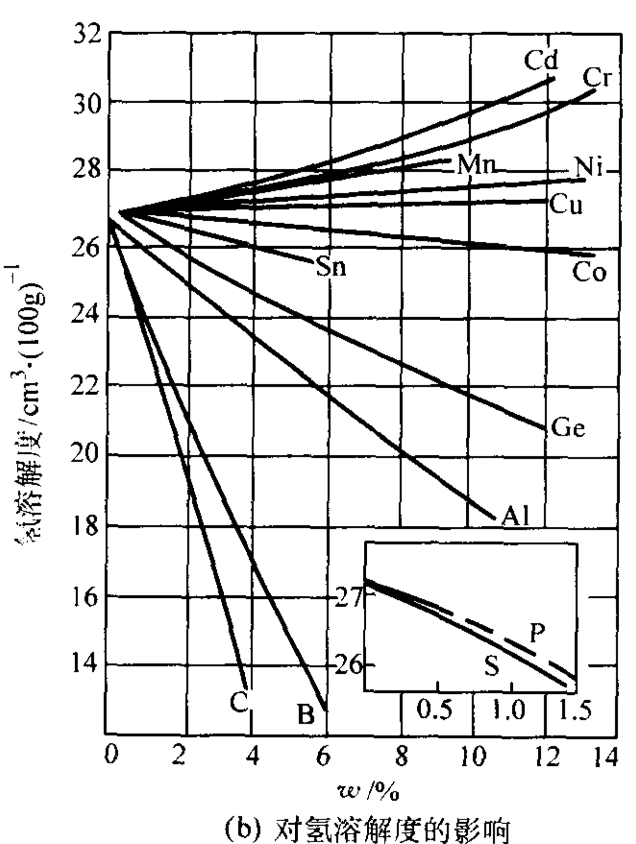


图 3.7-6　合金元素对铁液中 f_N、f_H 的影响



(a) 对氮溶解度的影响



(b) 对氢溶解度的影响

图3.7-7 合金元素对氮、氢在铁液中溶解度的影响

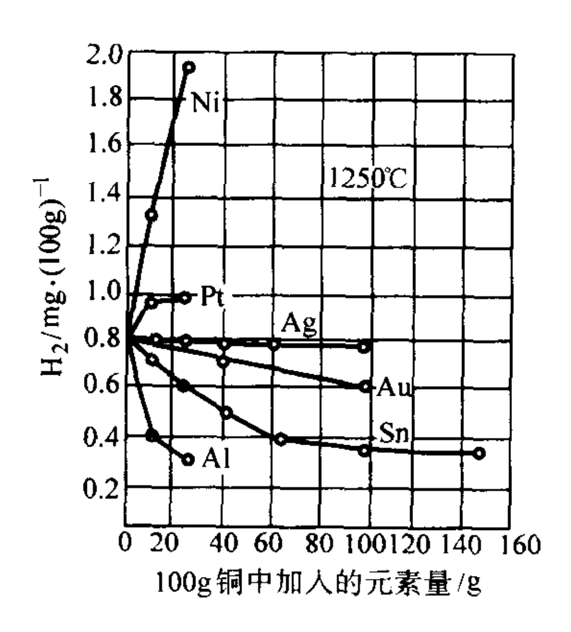


图3.7-8 铜合金中合金元素对氢溶解度的影响

（氢于标准状态下1 mg体积为11.1 cm³）

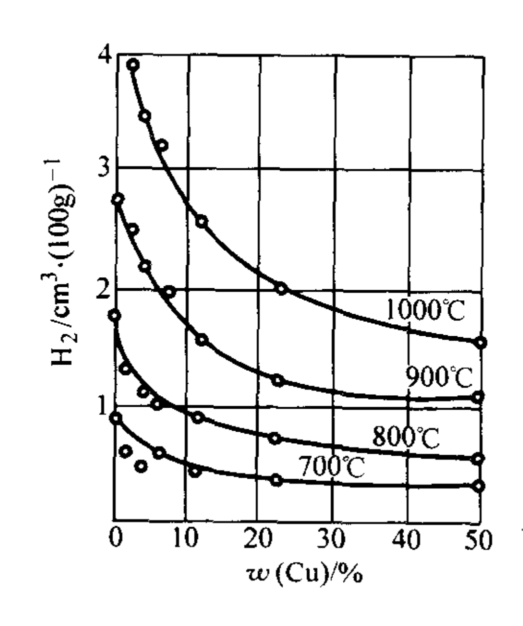


图3.7-10 氢在Al-Cu合金中的溶解度

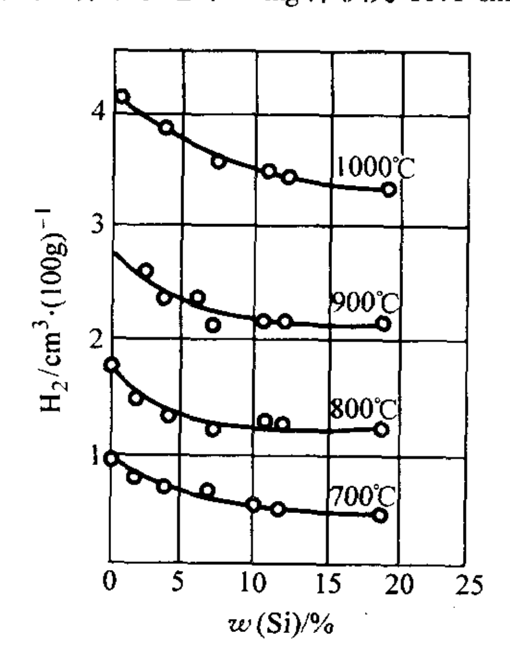


图3.7-9 氢在Al-Si合金中的溶解度

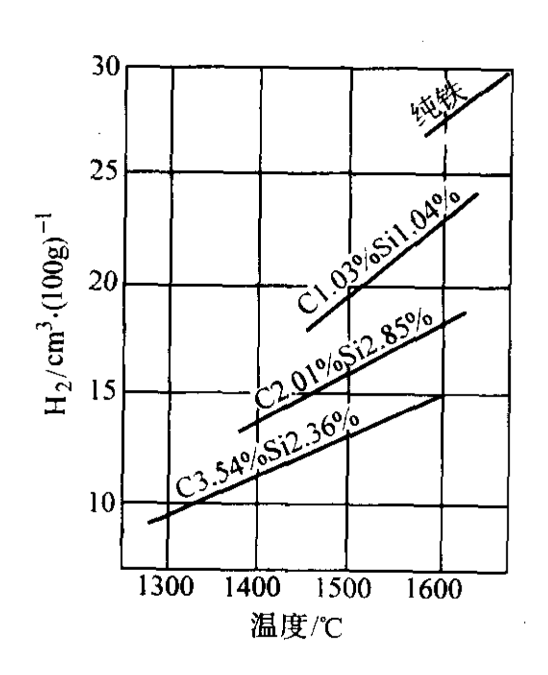


图3.7-11 氢在铸铁中的溶解度

（C、Si含量均为质量分数）

(3) 复合气体在金属中的溶解

复合气体（如CO、CO_2、H_2O、NH_3、SO_2、H_2S）均不能直接溶解在金属液中。它们首先要分解成原子，才能为金属所吸收。复合气体在金属中的溶解与单质气体的区别主要在于，溶解的组元彼此相关，即

$$X_mY_n(g)=m[X]+n[Y] \tag{3.7-5}$$
$$[X]^m+[Y]^n=KPx_my_n$$

式中，K为平衡常数；Px_my_n为平衡时X_mY_n（g）的气体分压。

由式（3.7-5）可知，Px_my_n一定时，[X]增加，[Y]则减少，如图3.7-12所示。可以看出，在一定温度下，氢在铁液中的饱和浓度随p_{H_2O}的增大而增大，随氧含量的增加而减少。钢液从潮湿的空气中吸氢，表现出明显的脱氧作用。金属液含氧较低时，水蒸气是吸氢的主要途径。

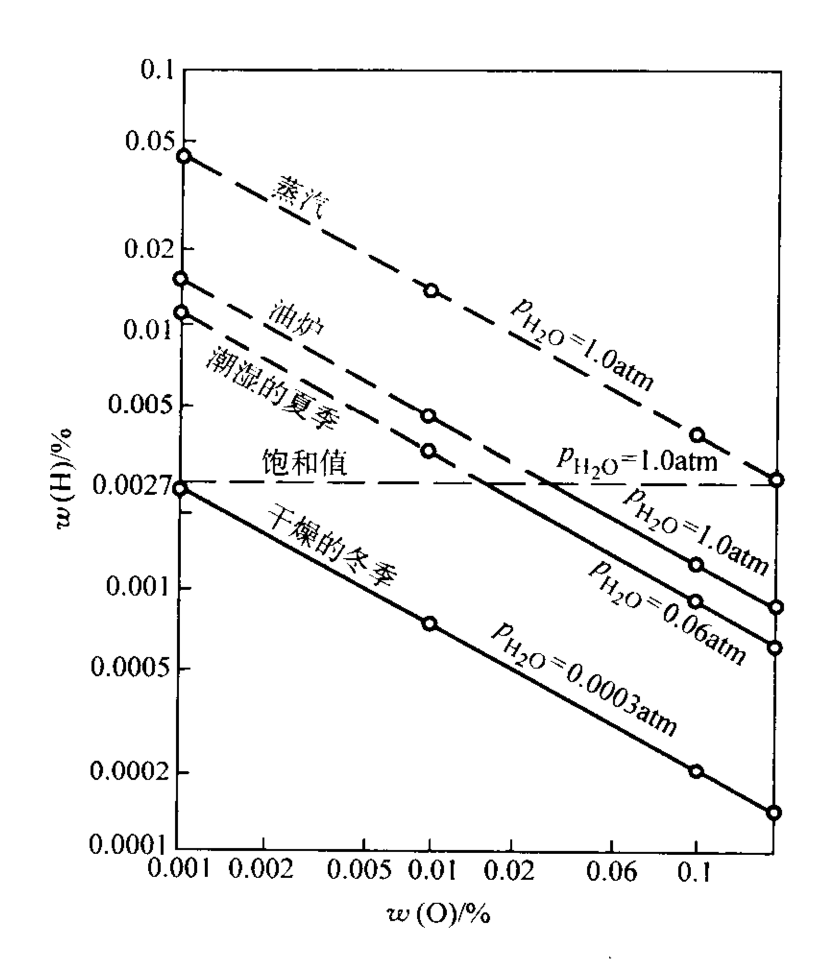


图3.7-12 在不同水蒸气分压下，钢液中［H］与［O］的关系

（1atm = 101 325 Pa）

(4) 气体的析出

气体在金属中的溶解和析出是可逆过程。气体析出有三种形式。

1) 气体的扩散析出 金属的温度从 T 下降到 T'，若气体的溶解度不变，气体的析出分压力 Δp 可以从式（3.7-1）求出：

$$\Delta p = p' - p = p\left[\exp\frac{\Delta H}{R}\left(\frac{1}{T'} - \frac{1}{T}\right) - 1\right] \quad (3.7\text{-}6)$$

式中，p'、p 分别为 T'、T 时金属内气体的分压力（p 是外界气体分压力）。

可见，对于溶解气体为吸热过程的合金，T'越低，气体析出分压力 Δp 越大，溶解的气体越处于过饱和状态，气体越易向外界扩散，脱离吸附表面。同样，如果减少金属外部的气体压力（如负压铸造），即使温度变化不大，气体也会处于过饱和状态，溶解在金属液中的气体不断析出。

气体以扩散方式析出，只有在非常缓慢冷却条件下才能充分进行，在实际生产条件下往往难以实现。

2) 以气泡形式从金属液中析出 气体以气泡形式析出的过程是：气泡生核、长大和上浮。

① 气泡生核 液态金属中溶解有过饱和的气体是气泡生核的驱动力。

冶金学的研究表明，即使液态金属中溶解有过饱和的气体，在极纯的液态金属中，气泡自发生核也是十分困难的。其生核概率为

$$j = Ce^{-4\pi r\sigma/3kT} \quad (3.7\text{-}7)$$

式中，j 为单位时间内形成气泡的数量；C 为常数；r 为气核的临界半径；σ 为表面张力；k 为玻耳兹曼常数；T 为热力学温度。

在一般条件下，j 的数值非常小。

$$e^{-4\pi r\sigma/3kT} \approx 10^{-16.2\times10^{22}} \ll 1$$

故在液态金属中气泡自发生核的概率极小。然而，铸件在凝固过程中，凝固前沿存在大量现成的表面（如未熔的固相质点、熔渣和枝晶的表面），为气泡的生核提供了衬底。其生核规律与金属晶体的非自发生核相同。

② 气泡的长大 气体在液态金属中有足够大的过饱和度时气泡生核后要继续长大。气泡长大需要满足下列条件

$$p_n > p_0 \quad (3.7\text{-}8)$$

式中，p_n 为气泡内各气体分压的总和

$$p_n = p_{H_2} + p_{N_2} + p_{O_2} + p_{CO_2} + \cdots \quad (3.7\text{-}9)$$

式中，p_{H_2}、p_{N_2}、p_{O_2}、p_{CO_2} 为分别为气泡内各气体的分压；p_0 为阻碍气泡长大的外部压力总和。它由大气压力 p_a、金属静压力 p_h 和气泡长大克服表面张力所构成的附加压力 p_c 这三部分所组成，即

$$p_0 = p_a + p_h + p_c \quad (3.7\text{-}10)$$

$$p_c = \frac{2\sigma}{r} \quad (3.7\text{-}11)$$

式中，σ 为液体的表面张力；r 为气泡的半径。

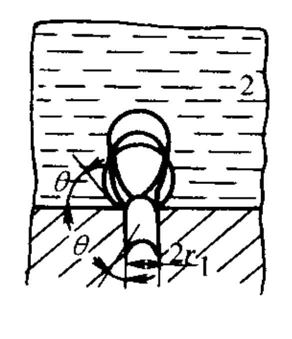
气泡刚刚形成时，体积很小，附加压力 $2\sigma/r$ 值很大，如钢液中 CO 气泡，r 在 10^{-7} cm 数量级时，p_c 达到 531 MPa，在这样大的压力下，气泡难以长大。但在现成衬底上生核的气泡，气泡呈椭圆形球冠，因此可以是较大的曲率半径，降低了附加压力值，有利于气泡的长大。

③ 气泡的上浮 气泡形核后，经暂短的长大过程，即能脱离衬底而上浮。气泡脱离衬底的能力主要取决于相间界面张力。可表示为

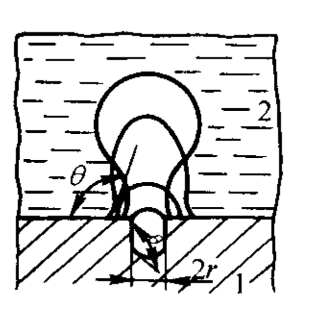
$$\cos\theta = \frac{\sigma_{SG} - \sigma_{LS}}{\sigma_{LG}} \quad (3.7\text{-}12)$$

式中，θ 为气泡与衬底表面接触角；σ_{SG} 为衬底与气泡间的表面张力；σ_{LS} 为衬底与液态间的界面张力；σ_{LG} 为液态与气泡间的表面张力。

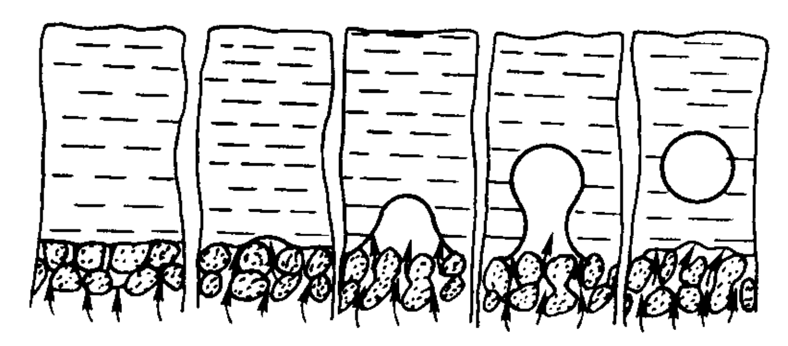
气泡与衬底的接触形态和脱离衬底的形式如图 3.7-13 所示。当 $\theta < 90°$ 时，气泡尚未长到很大尺寸即可完全脱离衬底（见图 3.7-13a）；当 $\theta > 90°$ 时，气泡在长大过程中先有细颈产生，而后气泡才能脱离衬底，并在衬底上残留一个凸透镜状的气泡，可作为新的气泡核心（见图 3.7-13b）。图 3.7-13c 是高速摄影得出的 $\theta > 90°$ 时气泡在砂型表面生长的情况。



(a) $\theta < 90°$



(b) $\theta > 90°$



(c) 高速摄影得出的 $\theta > 90°$ 时气泡在砂型表面生长的情况

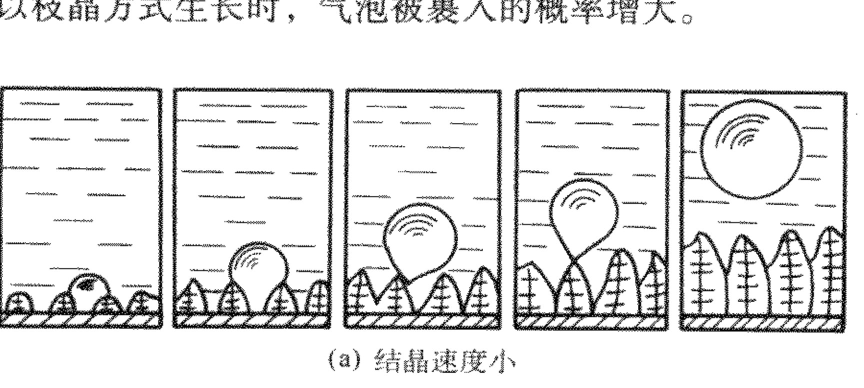
图3.7-13 气泡脱离衬底表面示意图

1—衬底；2—液体

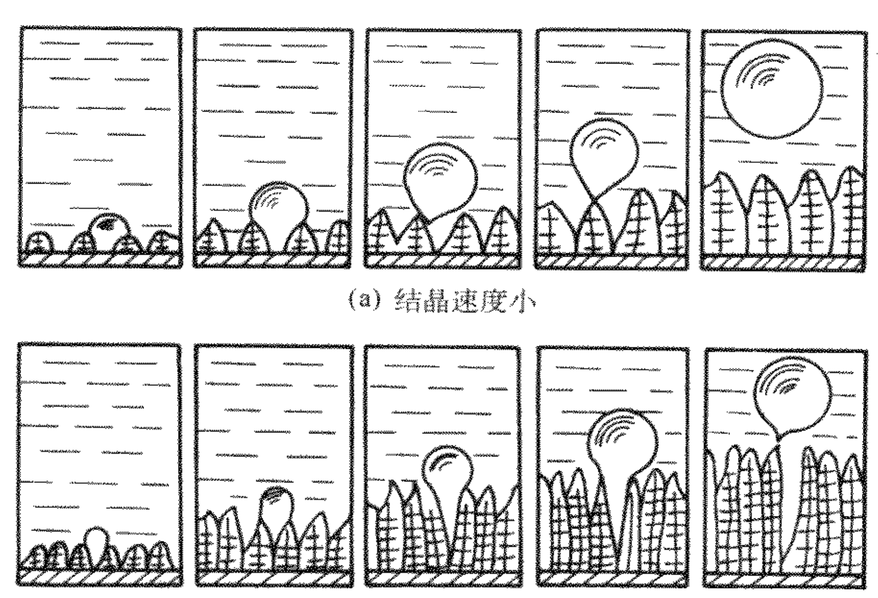
根据上述分析，$\theta < 90°$时，气泡易于逸出。$\theta > 90°$时，由于形成细颈过程需要时间，合金的结晶速度有可能大于气泡脱离速度，气泡来不及脱离而形成气孔。

由此不难看出，凡能减小 σ_{LG}、σ_{LS} 以及增大 σ_{SG} 的因素皆有利于气泡脱离衬底，向外逸出。

在讨论气泡脱离时，还应考虑固－液界面推移速度和气泡的长大速度。固－液界面推移速度较小时，气泡有较充分的时间逸出，得到无气孔的铸件。界面推移速度较大时，气泡有可能残留在铸件中，形成气孔，如图3.7-14所示。当晶体以枝晶方式生长时，气泡被裹入的概率增大。



(a) 结晶速度小



(b) 结晶速度大

图3.7-14　不同结晶速度对形成气孔的影响

气泡脱离衬底表面后上浮。尺寸较小的气泡（$r \leqslant 0.1$ mm）其上浮速度可以用Stokes公式估算。气泡上浮过程中还不断地从金属液中吸收气体或两个气泡相碰合并，气泡继续长大，上浮速度也相应加快。

附着在夹杂物上生长的气泡，可能与夹杂物一起上浮、排除。

1.3　析出性气孔

（1）特征

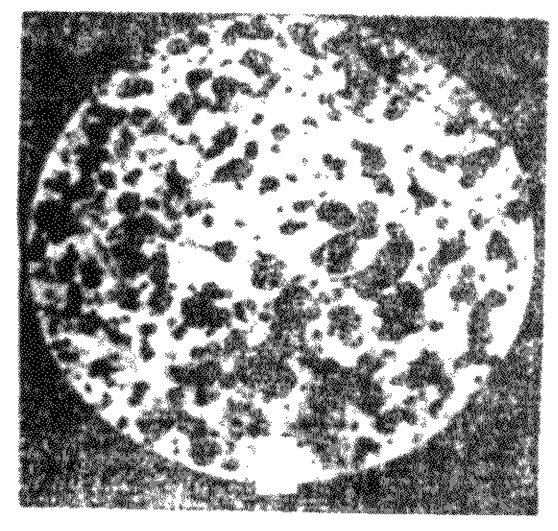
金属液在凝固过程中，因气体溶解度下降析出气体，形成气泡未能排除而形成的气孔，称为析出性气孔。

这类气孔在铸件断面上大面积均匀分布，而在铸件最后凝固部位、冒口附近、热节中心部位最为密集。析出性气孔呈团球状（见图3.7-15a）、多角状（见图3.7-15b）和断续裂纹状（见图3.7-15c）或呈混合型（见图3.7-15d）。

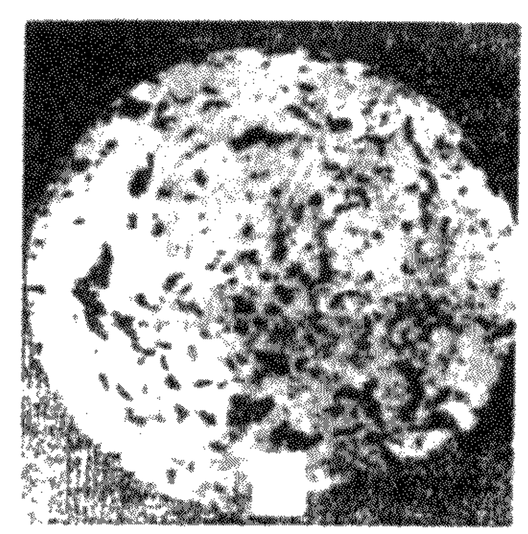
析出性气孔主要是氢气孔和氮气孔。Al合金铸件最易出现析出性气孔，其次是铸钢件，在铸铁件中有时也会出现。铸件产生气孔时，冒口或浇口的缩孔减小，严重时浇冒口顶面甚至有不同程度的上涨。

（2）析出性气孔的形成

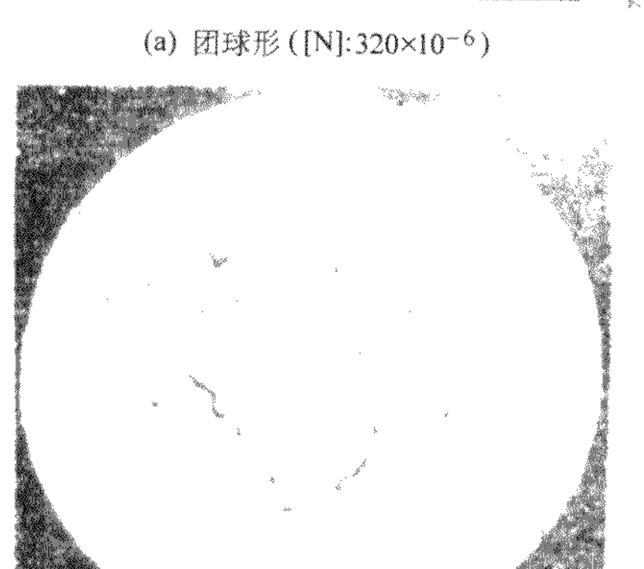
1）析出性气孔的形成机理　如前节所述，金属凝固时气体溶解度急剧下降。例如，纯铁从液态转变为δ-Fe时，[H]的溶解度由24 cm^3/100 g降至8 cm^3/100 g。在凝固过程中，液相和固相中气体溶解度的变化，同样可用溶质再分配理论加以说明。



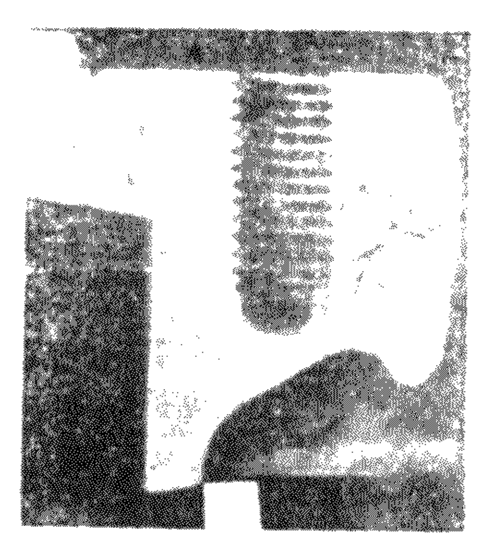
(a) 团球形（[N]:320×10^{-6}）



(b) 多角形（[N]:170×10^{-6}）



(c) 断续裂纹状（铸铁中）



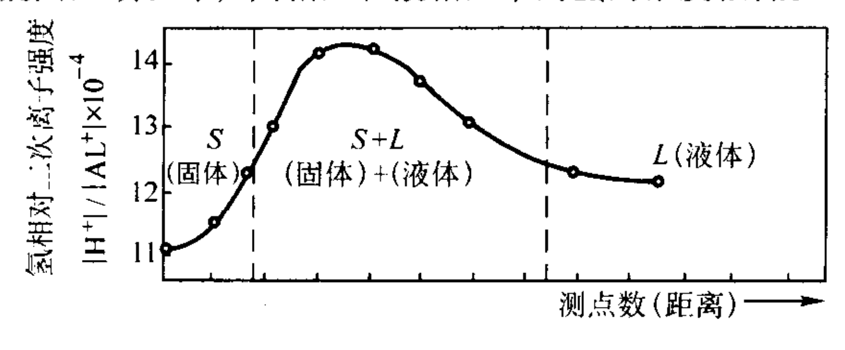
(d) 混合型（铝合金中）

图3.7-15　铸件中的析出性气孔

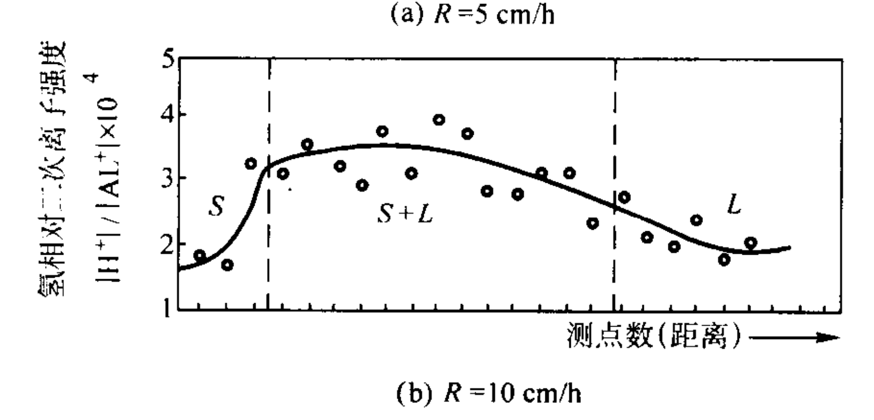
在铸造条件下的金属凝固过程中，气体作为一种溶质在凝固区域枝晶间液相中的浓度分布可参见第5章1.1（2）图3.5-3d。可见，即使金属液中气体原始浓度 C_0 小于饱和浓度，由于金属凝固时存在溶质再分配，在凝固过程中枝晶间液相中所富集的气体溶质浓度将大于过饱和浓度，而析出气体。

气体溶质在凝固前沿的富集已被实验证实。将Al－Si［w（Si）＝11%］合金试样进行顺序凝固，经液淬后，用离

子探针测定其凝固前沿氢的二次离子强度。氢含量越高，相对二次离子强度就越大。图 3.7-16 所示为Al - Si[w(Si) = 11%]合金试样凝固前沿的氢分布。可以看出，在凝固区域中存在氢的富集，固相边界附近比液相边界附近富集得多，而凝固区域以外，固相区和液相区中的氢的浓度很低。



(a) R=5 cm/h



(b) R=10 cm/h

图 3.7-16　氢在 Al - Si［w（Si）= 11%］合金单向凝固液淬试样中沿长度方向的分布

根据凝固过程中氢溶解度的变化规律，所计算出的枝晶间液相中氢的分布如图 3.7-17 所示。可见，在枝晶前沿特别是枝晶根部氢的浓度明显增大，比金属中氢的原始平均浓度［H_0］约高 2 倍。

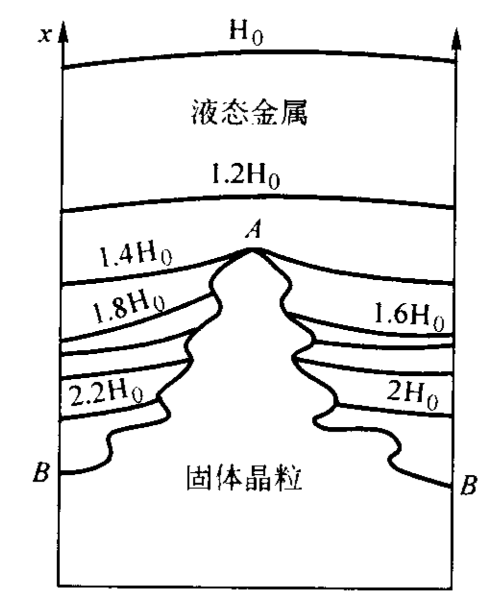


图 3.7-17　凝固过程中某瞬时氢的分布

H_0—原始平均含氢量

晶间液体中气体的浓度随着凝固的进行继续增大，且在枝晶根部附近其浓度最大，达到过饱和浓度，具有很大的析出驱动力。同时，枝晶间也富集着其他溶质，容易生成非金属夹杂物，为气泡生核提供衬底；另外，合金液凝固收缩形成的缩孔，初期处于真空状态，也给气体析出创造了有利条件。因此，此处最容易形成气泡，而成为析出性气孔。可见，即使浇入型腔的合金液，其原始气体浓度低于饱和浓度，因凝固过程中气体溶质的再分配，在凝固后期的液相中，气体浓度仍可能过饱和而产生析出性气孔。

综上可知，析出性气孔的形成机理是，合金凝固时，气体溶解度急剧下降，由于溶质的再分配，在固 - 液界面前的液相中气体溶质富集，当其浓度过饱和时，产生很大的析出驱动力，在现成的衬底上气体析出，形成气泡，保留在铸件中成为析出性气孔。

2）产生析出性气孔倾向性的判断方法

① 析出性气孔的判据　可用下式判断合金产生析出性气孔倾向性大小：

$$\eta = \frac{C_L - C_S}{C_S} 或 \eta' = \frac{C_L}{C_L - C_S} \qquad (3.7\text{-}13)$$

式中，η、η' 为气孔判据；C_L、C_S 为合金凝固时气体在液相和固相中的溶解度。

由于 $C_S/C_L = k_0$，故式（3.7-13）可改写为

$$\eta = \frac{1 - k_0}{k_0} 或 \eta' = \frac{1}{1 - k_0} \qquad (3.7\text{-}14)$$

将固相气体浓度设为 C_0，凝固过程中的枝晶根部液相的气体浓度为 C_0/k_0，则

$$C_L = C_0(1 + \eta) \qquad (3.7\text{-}15)$$

可见，气孔判据 η 的物理意义是，稳定生长时凝固界面上液相的气体浓度 C_L 比原始气体浓度 C_0 所增加的倍数。表 3.7-2 为氢在几种合金中的 η 值，η 值越大，气孔则越容易形成。

② 以临界过饱和浓度 S_L 判断　对每一种合金在铸造条件下，经试验可确定临界过饱和度 S_L 值。若合金液的含气量超过 S_L，则将产生析出性气孔。S_L 值与铸造条件有关，金属型铸造的 S_L 值比砂型铸造的大。在砂型铸造条件下，铸铁的S_L[H]为 2 cm^3/100 g，铜合金的S_L[H]为 1.5 cm^3/100 g，铸钢的 S_L[H]为 10×10^{-4}%（体积分数），灰铸铁的 S_L[N]为（20～80）$\times 10^{-4}$%（体积分数），可供参考。

表 3.7-2　为氢在几种合金中的 k、η 及 η'

金属	C_L /$cm^3 \cdot (100g)^{-1}$	C_S /$cm^3 \cdot (100g)^{-1}$	k_0	η	η'
Al	0.69	0.036	0.053	17.8	1.055
Cu	6.00	2.1	0.35	1.86	1.54
Fe	23.80	14.3	0.60	0.67	2.50
Mg	26.00	18.0	0.69	0.45	3.25

3）析出性氢气孔尺寸的半经验模型　Chen 和 Ravindran[4]研究了 A356 合金氢含量及凝固时间对气孔形成的影响。他们利用消失模浇注阶梯试样，在阶梯型试样厚断面端放置冒口，以达到充分的补缩，这样，可以单一的试验观察金属中的氢含量对孔洞形成的影响。建立了孔洞尺寸 D（μm）与氢含量 H_2（mL/100 g）、局部凝固时间 t_f（min）之间的半经验公式

$$D = At_f^n \qquad (3.7\text{-}16)$$

$$n = 3.433\,3\ H_2^{0.980\,7}$$

$$A = 5.175\,3\ H_2^{-1.506\,3}$$

式中，A、n 为与氢含量有关的参数。

在此基础上 Chang 和 Kuo 提出了描述气孔体积变化 V（t_f）的半经验模型

$$V(t_f) = \frac{\pi}{6} A^3 t_f^{3n} \qquad (3.7\text{-}17)$$

临界函数已广泛应用于计算机数值模拟各种合金凝固过程微观孔洞形成的预测。这里，半经验临界函数 CR 包括枝晶间收缩及析出性氢气孔两方面的双重作用，由此来预测微观孔洞的形成，其表达式为

$$CR = \frac{Niyama}{t_f^{3n}} \qquad (3.7\text{-}18)$$

$$Niyama = \frac{G}{v^{0.5}} \qquad (3.7\text{-}19)$$

式中，G 为温度梯度，℃/cm；v 为冷却速度，℃/min；t_f 为局部凝固时间，min。

这样

$$CR = \frac{G}{v^{0.5} t_f^{3n}} \quad (3.7\text{-}20)$$

Niyama 临界函数用于钢及铝合金在低氢含量时铸件中缩松形成的预测，它是一独立的临界函数，作为判断枝晶间补缩作用的因子。然而，为了将 Niyama 临界函数应用于铝合金，氢含量必须考虑进去。

(3) 影响析出性气孔产生的主要因素

1) 合金液原始含气量 C_0　C_0 值越大，固态和液态中气体溶解度差值越大，凝固前沿液相中富集的气体溶质就越高，则越容易形成析出性气孔。因此，凡是影响气体溶解度的因素，都对析出性气孔的形成有影响。

2) 合金成分　它除影响合金的原始含气量外，还决定了合金的收缩值及结晶温度范围。收缩率大和结晶温度范围宽的合金易产生析出性气孔。

3) 气体的性质　氢比氮易析出且扩散速度快，氢比氮容易形成析出性气孔。

4) 外界压力 p_0　外界压力越小，越易产生析出性气孔。

5) 铸件的凝固方式　若铸件以逐层方式凝固，铸件中的液体直到凝固结束前都处于大气压力和金属静压力作用下，溶解的气体不容易析出，即使产生气泡也易于上浮排除。在这种情况下，若产生析出性气孔，也多集中在冒口附近或热节部位，气孔呈圆形。若铸件以体积方式凝固时，枝晶很早就将液体封闭，产生析出性气孔的可能性很大，所产生的析出性气孔沿铸件截面均匀分布。

(4) 防止产生析出性气孔的途径

1) 减少金属液的原始含气量 C_0，为此：

① 减少各种气体的来源　根据金属液吸收气体的途经，采取措施尽量减少或防止气体进入金属内；炉料应烘干，避免有机物污染；炉前附加物、孕育剂等使用前应预热，去除水分；炉衬和浇包应充分烘干；控制型砂和芯砂的水分；限制有机黏结剂用量。

② 控制熔炼温度　勿使金属液温度过高，以防止金属液大量吸收气体；熔炼时金属液表面加覆盖剂。

③ 采用真空熔炼。

2) 对金属液进行除气处理。表 3.7-3 为铸造合金的去气方法、原理及工艺措施。

3) 阻止气体析出。其方法为：

① 提高铸件冷却速度　对易形成析出性气孔的铝合金铸件尽量采用金属型铸造。

② 提高金属凝固时的外压　在压力下浇注和凝固，如差压铸造；或将浇入铝合金的铸型放进 0.4～0.6 MPa 的压力罐中凝固，可有效地减少或消除铸件中的气孔。

表 3.7-3　铸造合金的去气方法、原理及工艺措施

<table>
<tr><th>方　法</th><th colspan="4">原　理</th><th>措　施</th></tr>
<tr><td rowspan="6">真空去气</td><td colspan="4">按 [H] = $K_H p_{H_2}^{1/2}$，当液面上气体分压很小时，液体中气体溶解度也很低，溶解于合金中的气体将大量析出
铸铁中含气量对比</td><td rowspan="6">采用真空熔炼、真空浇注、真空去气等工艺</td></tr>
<tr><td>温度/℃</td><td>真空度/kPa</td><td>[N](摩尔分数)/%</td><td>[H]×/(摩尔分数)10^{-7}</td></tr>
<tr><td>室温</td><td>101</td><td>0.007 7</td><td>27</td></tr>
<tr><td>1 450</td><td>101</td><td>0.008 8</td><td>14</td></tr>
<tr><td>1 450</td><td>133×10^{-6}</td><td>0.002 9</td><td>4</td></tr>
<tr><td>1 450</td><td>$(4\sim5)\times10^{-5}$</td><td>0.002 7</td><td>1</td></tr>
<tr><td>通入活性（或惰性）气体去气</td><td colspan="4">向铝液中通入氯气，生成 $AlCl_3$，沸点 180℃，剧烈气化，形成大量气泡，气泡中氢的分压为零，氢便进入气泡中上浮，在上浮过程中，同时将夹杂物吸附在气泡表面，起精练作用</td><td>向铝液中通入氯气；铜液中通入氮气；钢液中通入氩气，去气效果良好</td></tr>
<tr><td>加氯盐去气</td><td colspan="4">加 $ZnCl_2$、C_2Cl_6 等氯盐于铝或铜合金中，发生化学反应：
$2Al + 3ZnCl_2 \rightarrow 2AlCl_3\uparrow + 3Zn$
$2Al + 3C_2Cl_6 \rightarrow 3C_2Cl_4\uparrow + 2AlCl_3\uparrow$
所生成的 $AlCl_3$、C_2Cl_4 均为气体，形成气泡，有良好去气效果</td><td>向合金液中加入氯化锌、六氯乙烷等氯盐</td></tr>
<tr><td>沸腾去气</td><td colspan="4">炼钢过程中氧化期加铁矿石或吹氧脱碳，生成大量 CO 气泡，使钢液沸腾，可去除氢和氮
熔炼黄铜或含锌青铜时，由于锌的沸点较低，产生大量锌气泡，使合金液沸腾，有良好去氢效果</td><td>氧化期向钢液中加铁矿石或吹氧
对铜合金液进行过热，使合金液沸腾</td></tr>
<tr><td>氧化去气</td><td colspan="4">氧和氢同时溶解于铜液中，其反应为：
$H_2O \leftrightarrow 2[H] + [O]$，平衡常数 $K = \frac{[H]^2[O]}{p_{H_2O}}$ 在一定温度下，水蒸气分压不变，$[H]^2$ 和[O]之乘积为一常数，即增加铜液中氧的浓度，即可降低氢的浓度。此法要求铜液中不含有 Al、Mn、Si、Zn 等元素</td><td>炉气保持弱氧化气氛，使铜液氧化，降低含氢量，然后再加磷铜脱氧</td></tr>
</table>

1.4 反应性气孔

（1）特征

金属液与铸型之间、金属与熔渣之间或金属液某些元素、化合物之间发生化学反应所产生的气孔，称为反应性气孔。金属与铸型间反应生成的气孔通常分布在铸件皮下1~2mm（有时只在氧化皮下）处，经加工或清理暴露出来，故又称皮下气孔。皮下气孔有球状、梨状（见图3.7-18），孔径约1~3mm；但多呈长条状垂直于铸件表面，深度可达10mm左右。图3.7-19为白口铸铁件皮下气孔的纵剖面，邻近气孔表面有脱碳层。皮下气孔表面光滑，呈银白色或金属亮色。

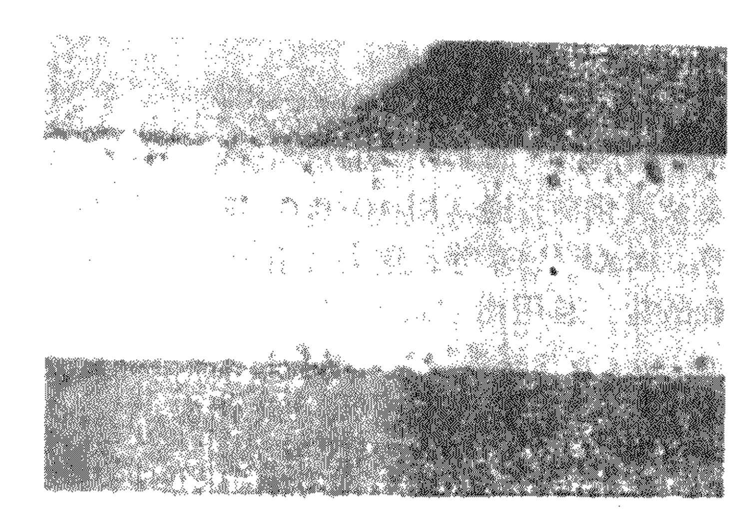


图3.7-18　球墨铸铁件皮下气孔

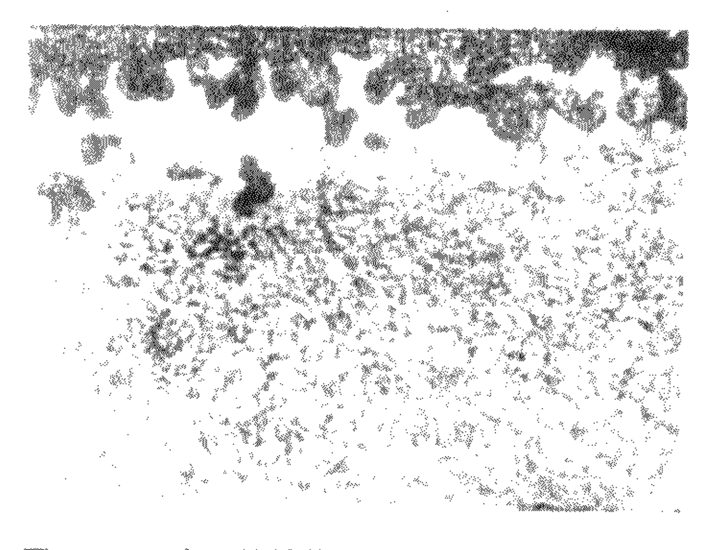


图3.7-19　白口铸铁件皮下气孔（被氧化皮覆盖）

另一种反应性气孔，是金属内部组元之间或组元与非金属夹杂物发生化学反应产生的蜂窝状气孔，呈梨状或团球状，分布均匀（见图3.7-20）。

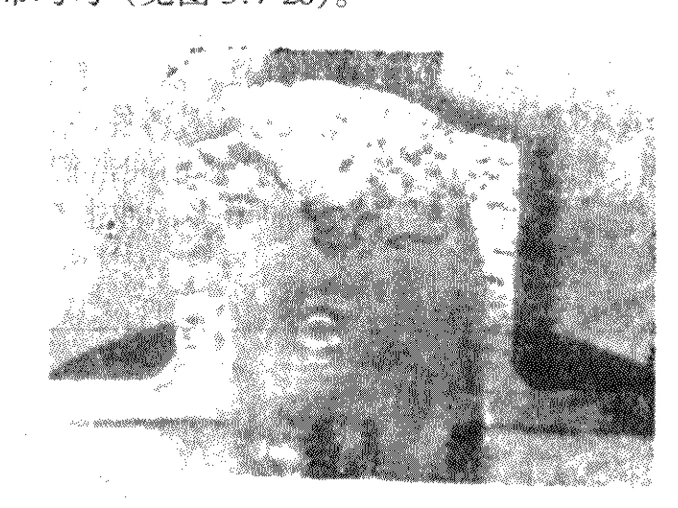


图3.7-20　铸铜件反应性气孔（脱氧不完全引起）

（2）金属与铸型间的反应性气孔（皮下气孔）

皮下气孔可分为氢气、氮气和一氧化碳为主的皮下气孔。

1）氢气孔　浇注后，在金属液的作用下，铸型中的水分迅速蒸发并与金属液中的某些组元反应

$$m[\mathrm{Me}] + n\mathrm{H_2O(g)} = \mathrm{Me}_m\mathrm{O}_n + n\mathrm{H_2} \quad (3.7\text{-}21)$$

Me为能和水蒸气反应的元素，例如Fe-C合金中的Fe、C、Si、Mn、Al等都能与H_2O（g）反应，生成相应的氧化物和H_2。与此同时，铸型中的自由碳及有机物燃烧、某些物质分解在铸型与金属液的界面上生成大量的气体，气体的主要成分为H_2、CO_2、CO、N_2等。例如，含煤粉$w=3\%$的湿砂型中，浇注铸铁时，浇注后80~240s，铸型中的气相成分为$\varphi(H_2)=52\%, \varphi(CO)=32\%, \varphi(CO_2)=1\%$。

经上述反应生成的氢，一部分通过铸型逸出，另一部分则向金属液中扩散，使金属液表面层氢含量急剧增加。有人测得浇注5min后，型腔内钢液中的氢分布如图3.7-21所示。铸件表面层钢液含氢量（体积分数）高达$16.6\times10^{-4}\%$（原始含氢量为$3.66\times10^{-4}\%$）。

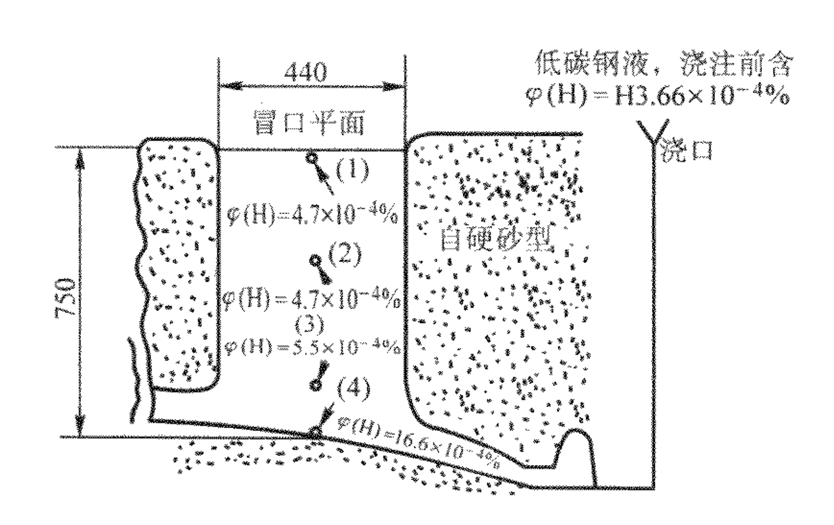


图3.7-21　在浇注5min后铸型内钢液的含氢量

在铸件开始凝固时，形成一固相薄壳。由于溶质再分配，氢在凝固前沿的液相中富集，形成氢的过饱和浓度区，该区存在的Al_2O_3、MnO等固相质点，均能使氢依附其表面上生核成为其气泡核心。气泡一旦形成，溶解在液相中的其它气体向气泡内扩散，并伴随着凝固前沿的推移，气泡沿枝晶间长大。但有人认为，氢气孔是以CO或溶解在金属中的[H]和[O]反应生成的水蒸气作为核心。

可见，氢气孔的生成，既与合金液原始含氢量有关，也与浇注后吸收的氢量有关，而后者对氢气孔的生成敏感性更大。

薄壁铸件凝固速度快，表面很快形成固相壳，金属液与铸型相互作用的时间短，表面层吸收的氢量减少，不易产生皮下气孔。厚壁铸件凝固速度较慢，吸收的气体有足够的时间向内扩散，气体溶质在整个截面上分布趋于均匀。如果合金液原始含气量较低，则不易产生皮下气孔。对于中等壁厚的铸件，合金液与铸型相互作用的时间较长，且吸收的气体又不能充分向铸件内部扩散，其表面层形成含气量较高的气体溶质富集区，在以后的凝固过程中，有可能产生皮下气孔。因此，皮下气孔对铸件壁厚十分敏感。

2）CO气孔　钢液脱氧不良，残留的FeO，或钢液与型腔表面的水蒸气反应生产的FeO与碳反应

$$[\mathrm{FeO}] + [\mathrm{C}] = \mathrm{Fe}(l) + \mathrm{CO}\uparrow \quad (3.7\text{-}22)$$

生成的CO气泡对皮下气孔的产生有重要作用。但目前对CO气体在形成皮下气孔中的作用，在认识上仍有分歧。

有人认为CO可以成为氢皮下气孔的核心，即CO气泡形成后，溶解于钢液中的氢、氮向气泡内扩散，气泡长大，成为皮下气孔。即CO是皮下气孔的生成源。

另一种认为是，经反应生成的CO是形成皮下气孔的主要原因，它可直接形成皮下气孔。

3）氮气孔　在含氮树脂砂中常出现以氮气为主的皮下气孔。例如，$\varphi([N])>120\times10^{-4}\%$时，白口铁铸件出现严重的气孔。这类气孔是由于树脂砂中树脂分解的氮溶解在金属液中，在凝固时析出所致。

皮下气孔的形成与铸件的凝固特点有关。铸件表面为柱状晶时，气泡沿晶界长大，形成长条状皮下气孔。

综上所述，尽管目前对皮下气孔的成因仍未完全认识清楚，但形成皮下气孔的共同特点是：

① 铸型水分含量高、透气性差，采用含氮量高的树脂砂。

② 金属液原始含气量高，钢液脱氧不良。

③ 中等壁厚的铸件：球墨铸铁铸件壁厚在 8 ~ 15 mm，灰铁铸件壁厚在 10 ~ 25 mm。

④ 合金液中含有易氧化成分，如铁液中含铝、镁及稀土元素；钢液中含铬；铜液含铝、锰、锌。

⑤ 熔点较高的合金，如铸钢、铸铁、铜合金；浇注温度高也易出现皮下气孔。

(3) 金属液内的反应性气孔

这类反应性气孔有两种：金属液与熔渣互相作用生成的渣气孔；金属液内成分之间作用形成的气孔。

1) 渣气孔　浇注前由于未排除净而留于金属液中的熔渣，以及浇注过程产生的二次氧化渣，其中含有的自由氧化物（如 FeO），与液相中富集的碳在高温下发生反应：

$$(FeO) + [C] \rightarrow Fe + CO$$

如果碳和（FeO）的活度较小时，上述反应很微弱，不足以引起气孔。若碳和（FeO）含量较高时，则可能形成渣气孔。

铁液中的石墨相与（FeO）也发生反应：

$$(FeO) + [C_{石墨}] \rightarrow Fe + CO$$

上述反应产物 CO 气体依附在（FeO）熔渣上，则形成渣气孔。因此，渣气孔的明显特点是气孔依附在氧化性熔渣上。

对于石灰石砂型，若砂粒落入钢液中，则发生：

$$CaCO_3 \rightarrow Ca + CO_2$$

$$CO_2 + Fe \rightarrow FeO + CO$$

以上反应产生的气孔有白色的 CaO 和 FeO 残渣。它是石灰石砂型浇注铸钢件常见的一种缺陷。

2) 金属液中元素间反应性气孔

① 碳氧反应性气孔　若钢液脱氧不良，或铁液严重氧化，溶解的氧与金属液中的碳反应：

$$[FeO] + [C] \rightarrow [Fe] + CO\uparrow$$

生成的 CO 气泡使金属液沸腾。由于铸件凝固较快，许多 CO 气泡未及时浮出铸件表面，而形成气孔。CO 气泡上浮过程中，也向其中扩散氢、氮等气体而长大，所以可见到浇冒口上涨和冒泡现象。这种气孔多呈蜂窝状。

② 氢 - 氧反应性气孔　金属液中溶解的氢和氧析出，结合成 H_2O 气泡，若铸件凝固前未来得及浮出，则成为气孔。它多分布在铸件上部和热节处。这种气孔常见于还原性气氛中熔炼的铜合金。

③ 碳 - 氢反应性气孔　铸件最后凝固部位的偏析液相中，含有较高浓度的 [H] 和 [C]，凝固过程中形成 CH_4 气泡，产生局部性气孔。这种气孔多见于铸钢件的中心部位。

综上所述可见，反应性气孔是多种因素造成的，并呈现多种类型。因此，必须结合具体条件分析，采用相应的预防措施。

(4) 反应性气孔的防止

1) 合金方面　尽量降低合金液的含气量，严格控制合金中氧化性较强元素的含量，如球墨铸铁中的镁及稀土元素，应在保证石墨球化的前提下，尽量减少用量；铸钢比铸铁易溶解氧，可用过量的铝脱氧，以减少 FeO。铸铁含碳高，不易氧化，但含微量的铝[$w(Al) = 0.01\% \sim 0.1\%$]时则提高了铁液的氧化性，容易产生皮下气孔。适当提高浇注温度，型内气体的含量和压力随之增加，但能降低铸件的凝固速度，有利于气体浮出，可减少和防止皮下气孔。

2) 铸型方面　要严格控制型砂水分，对于重要铸件，可采用干型或表面干型。含氮树脂砂要尽量减少尿素含量和乌洛托品的加入量，铸型要有良好的透气性。湿砂型中添加适量的煤粉、重油等附加物，以增加型内的还原性气氛，使界面形成一层保护膜，防止金属液氧化。在生产球墨铸铁件时也可向型腔撒入少许冰晶石粉。冷铁必须严格清理、除锈。

2 铸件中的非金属夹杂物

2.1 概述

(1) 非金属夹杂物的分类

铸件中的非金属夹杂物分为以下五类：

1) 简单氧化物　如 FeO、CuO、Al_2O_3、MnO、SiO 等。

2) 复杂氧化物　通常用 $AO \cdot B_2O_3$ 表示，如 $MnO \cdot Al_2O_3$、$MnO \cdot Fe_2O_3$、$MnO \cdot Al_2O_3$ 等，这类夹杂物又称尖晶石。

3) 硅酸盐　通用化学式为 $l Fe \cdot m MnO \cdot n\ Al_2O_3 \cdot p SiO_2$，其中 l、m、n、p 为系数。

4) 硫化物　如 FeS、MnS 和稀土硫化物。

5) 氮化物　如 VN、TiN、AlN 等。

前三类非金属夹杂物统称为氧化夹杂物。

(2) 非金属夹杂物的来源

铸件中的非金属夹杂物主要来源于：

1) 脱氧、脱硫产物，特别是一些密度大的脱氧产物未及时排除。

2) 随着金属液温度的降低，硫、氧、氮等元素的溶解度相应下降，达到过饱和，这些过饱和析出的组元常以低熔点共晶或化合物的形式残留在金属中。

3) 金属与外界物质相互作用生成的非金属夹杂物，如金属料表面的粘砂、锈蚀、焦炭中的灰分熔化后成为熔渣，炉衬和浇包受金属液侵蚀生成的非金属夹杂物。

4) 金属液被大气氧化生成的氧化物。

前两类非金属夹杂物称为内生夹杂物，后两类夹杂物称为外来夹杂物。

内生夹杂物的类型和组成取决于金属的熔炼工艺与合金的成分。外来夹杂物多为成分复杂的氧化物，其尺寸较大，形状多呈多角形，分布无规律。

(3) 非金属夹杂物对铸件质量的影响

1) 对力学性能的影响　宏观夹杂物对力学性能的影响显而易见，但是，各种合格铸件中通常不可避免地含有约 $10^7 \sim 10^8$ 个/cm^3 数量级的微观夹杂物，对铸件的力学性能有很大的影响。图 3.7-22 为氧化夹杂物对钢冲击韧度的影响。可以看出，随着氧化夹杂物数量的增多，冲击韧度明显下降。

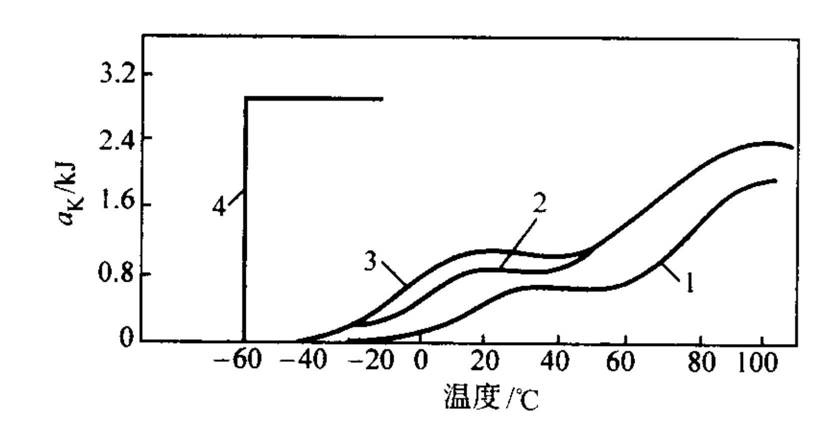


图 3.7-22　氧化夹杂物对钢冲击韧度的影响

1—富氧大气熔炼；2—大气熔炼；
3—氩气保护；4—真空熔炼

夹杂物还使材料的疲劳极限降低。试验表明，夹杂物的尺寸对材料疲劳极限的影响尤为显著：夹杂物越粗大，材料的疲劳极限越低。据统计，汽车零件的断裂，90%是由疲劳裂纹造成的，其裂纹源为非金属夹杂物。尖角形的夹杂物引起应力集中，促使微裂纹的产生，加速零件破坏。

2）对铸造性能的影响 金属液中含有固体夹杂物时，其流动性显著降低。

分布在晶界上的低熔点夹杂物是铸件产生热裂纹的主要原因之一。低熔点夹杂物（如钢中的 FeO）促进铸件产生微观缩孔和气缩孔（见图 3.7-23）。


(a) 钢中 FeO 产生的缩孔


(b) 可锻铸铁中 MnS 产生的缩气孔

图 3.7-23 夹杂物引起的缩气孔

在某些情况下，铸件中的非金属夹杂物对铸件质量有良好作用。例如，钢中的氧化物、碳化物和铸铁中的磷共晶能提高材料的硬度、增加耐磨性。钢中微量的钙和硫形成球形硫化物，分布在晶内，对力学性能影响不大，却能改善钢的切削性能。有些难熔的非金属夹杂物可成为非自发形核的核心，细化铸件的宏观组织。

2.2 非金属夹杂物的生成

（1）非金属夹杂物生成的热力学条件

从液态金属中析出的非金属夹杂物，可以借助现代试验手段进行鉴定，诸如：电子探针、X 射线衍射和化学分析等；也可以从理论上进行分析，预测某些夹杂物生成的可能性、热力学条件和生成顺序。

从溶有非金属元素的金属液中生成非金属夹杂物，其化学反应方程式为

$$m[\mathrm{Me}] + n[\mathrm{C}] = \mathrm{Me}_m\mathrm{C}_n$$

在标准条件下，生成的标准自由能 ΔF°

$$\Delta F^\circ = A + BT \qquad (3.7\text{-}23)$$

式中，Me、C 分别为金属和非金属元素；$\mathrm{Me}_m\mathrm{C}_n$ 为生成的非金属夹杂物；A、B 为系数；T 为热力学温度。

图 3.7-24 为几种常见的氧化物、硫化物和氮化物的生成标准自由能 ΔF° 与温度的关系。ΔF° 是衡量化合物稳定性的标准。化学反应进行的条件是 $\Delta F^\circ < 0$，ΔF° 越负，Me 与 C 的化学亲和力越强，化合物 $\mathrm{Me}_m\mathrm{C}_n$ 则越稳定。在标准条件下，可利用 ΔF° 判断反应进行的可能性、方向和限度。

但是需要指出的是，以 ΔF° 作为判断生成非金属夹杂物的依据是有局限性的。例如，在钢液中

$$[\mathrm{Si}] + 2[\mathrm{MnO}](\mathrm{s}) = 2[\mathrm{Mn}] + \mathrm{SiO_2}(\mathrm{s})$$

$$\Delta F^\circ = 1\,960 - 9.06T \qquad (3.7\text{-}24)$$

由上式可知，在钢液中，Si 能还原 MnO。但实验证明，黏土砖浸入 1 600℃ 的钢液中，经一段时间，钢液中的锰量下降硅量增加，钢液中的锰将黏土砖中的 $\mathrm{SiO_2}$ 还原。该例说明，必须在标准条件下，才能以 ΔF° 判断反应进行的方向。而在非标准条件下，则需采用由化学反应等温方程计算出的 ΔF 作为判断化学反应的依据。

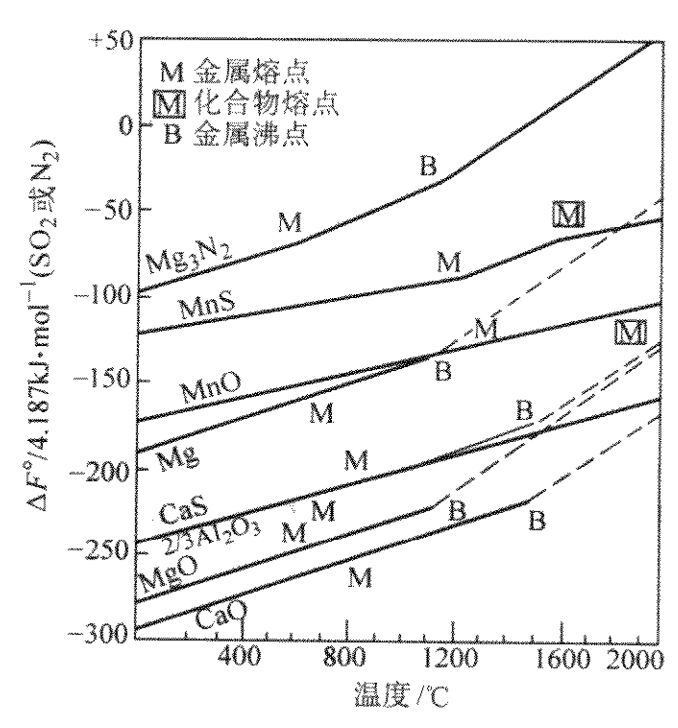


图 3.7-24 氧化物、硫化物、氮化物的标准生成自由能 - 温度图

在多元素合金中，在非标准条件下夹杂物生成的可能性和生成顺序不仅与它们各自的化学亲和力有关，还与它们在溶液中的活度有关。例如金属液中溶有 A、A' 和 B 三个组元，A、A' 对 B 的化学亲和力与活度的关系如图 3.7-25 所示。假设 B 组元的活度 $a_B = 1$，$\Delta F^\circ_{AB} < \Delta F^\circ_{A'B} < 0$，且 AB、$A'B$ 都不溶于金属液，则有

$$[A] + [B] = AB(\mathrm{s})$$

$$[A'] + [B] = A'B(\mathrm{s})$$

$$\Delta F_{AB} = \Delta F^\circ_{AB} - RT\ln a_A$$

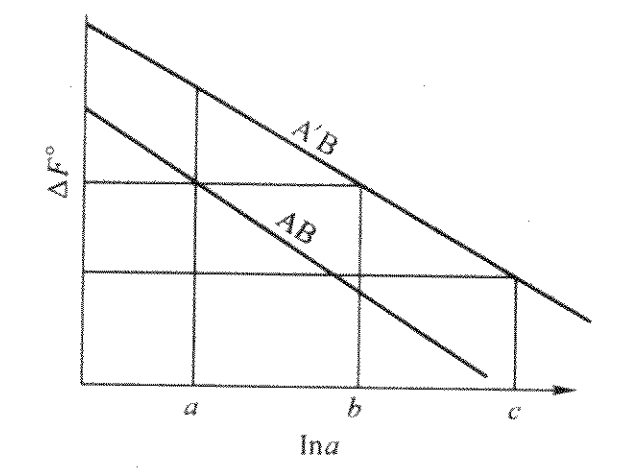


图 3.7-25 多元金属液中 AB、$A'B$ 的生成自由能与各自活度的关系示意图

$$\Delta F_{A'B} = \Delta F^{\circ}_{A'B} - RT\ln a_{A'} \tag{3.7-25}$$

式中，ΔF°_{AB}、$\Delta F^{\circ}_{A'B}$分别为 AB、$A'B$ 的生成自由能；R 为气体常数；T 为热力学温度；a_A、$a_{A'}$分别为 A、A'两组元的活度。

由图 3.7-25 可以看出，当 A、A'两组元的活度相等时，$\Delta F^{\circ}_{AB} < \Delta F^{\circ}_{A'B}$，即 A 组元优先与 B 组元反应，生成 AB；如果 A 组元的活度为 a，A'组元活度为 b，$\Delta F^{\circ}_{AB} = \Delta F^{\circ}_{A'B}$，则 A、A'同时与 B 反应；若 A 组元的活度仍为 a，A'组元的活度为 c，$\Delta F^{\circ}_{A'B} < \Delta F^{\circ}_{AB}$，此时，首先与 B 反应的是 A'组元，生成 $A'B$。

仅从热力学条件判断是不够的，还要考虑反应的动力学条件。根据质量作用定律，[Me]、[C] 的浓度越高，式 (3.7-23) 向右反应的速度越快，则有利于夹杂物的生成。反应速度还取决于温度、溶质的扩散速度等。

(2) 浇注前形成的非金属夹杂物

金属在熔炼和炉前处理时，产生的非金属夹杂物可能是脱氧、脱硫产物，也可能是金属液与炉衬相互作用的产物。浇注前许多尺寸较大的夹杂物上浮到金属液表面，经多次扒渣，大部分被清除。但仍有数量可观、尺寸较小的非金属夹杂物残留在金属液内，随液流一起注入型腔，铸件凝固后，残留在铸件内部，成为非金属夹杂物。

以脱氧过程中生成的氧化夹杂物为例，讨论这类夹杂物的生成规律。

1) 脱氧反应的进行条件　将与氧亲和力强的元素 (Me) 加入金属液中，Me 与氧结合，生成不溶于金属液的氧化物。在实际生产中常用反应平衡常数 K 的倒数 m 判断反应能否进行。相应的反应方程为

$$x[Me] + y[O] = Me_xO_y$$

$$K = \frac{1}{a^x_{Me}\,a^y_o} \tag{3.7-26}$$

$$m = a^x_{Me}\,a^y_o$$

式中，m 为脱氧常数；a_{Me} 为反应达到平衡时脱氧元素 (Me) 的活度；a_o 为反应达到平衡时氧的活度。

以 m'表示合金液中脱氧元素 (Me) 和氧的活度积，即

$$m' = a^x_{Me(实际)}\,a^y_{o(实际)} \tag{3.7-27}$$

式中，$a^x_{Me(实际)}$、$a^y_{o(实际)}$分别为合金液中 Me 和氧的活度。

可以证明，上述反应进行的条件是：

$$m' > m \tag{3.7-28}$$

2) 常见脱氧元素形成的非金属夹杂物　用硅铁对钢液脱氧时，瞬间在钢液中形成很多富硅区，硅和氧处于过饱和状态，析出 SiO_2，其反应为

$$[Si] + 2[O] = SiO_2$$

脱氧常数 m 为

$$\lg m = (-3\,047/T) - 11.94 \tag{3.7-29}$$

由于 [Si] 和 [O] 在钢液中的浓度很低，可近似地认为它们的浓度等于活度。图 3.7-26 为 [Si] 和 [O] 在钢液中的溶解度。图中的等温线表示在该温度下 [Si] 和 [O] 的饱和浓度，它们的浓度超出曲线就析出 SiO_2，并随着温度的降低，其溶解度逐渐减小，SiO_2 不断长大或生成新的 SiO_2。

在脱氧过程中，同一种脱氧剂能生成不同成分的脱氧产物。例如，用铝对钢液脱氧，脱氧夹杂物有 Al_2O_3 和 $FeO\cdot Al_2O_3$ 两种。其反应为

$$2[Al] + 3[O] = Al_2O_3$$

$$\Delta F^{\circ} = -293\,220 + 93.37T \tag{3.7-30}$$

$$2[Al] + 4[O] + Fe(l) = FeO\cdot Al_2O_3$$

$$\Delta F^{\circ} = -328\,170 + 106.36T \tag{3.7-31}$$

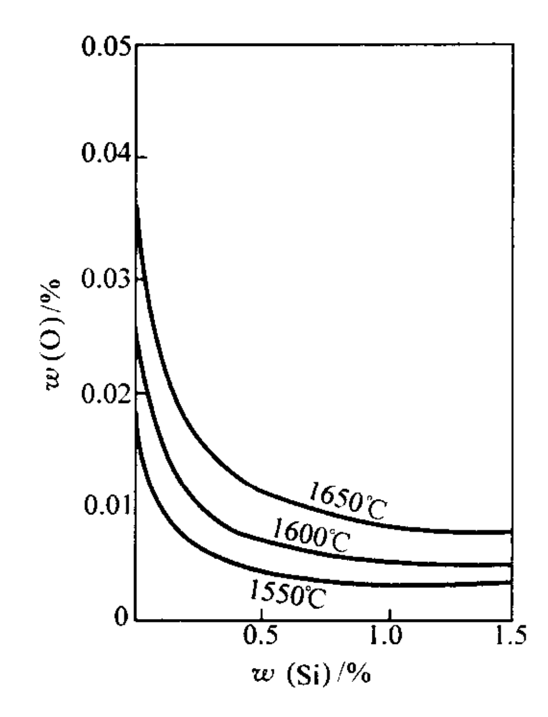


图 3.7-26　在不同温度下的 [Si]、[O] 平衡曲线

根据式 (3.7-30) 得

$$\lg m_{Al_2O_3} = -\frac{64\,090}{T} + 20.41 \tag{3.7-32}$$

根据式 (3.7-31) 得

$$\lg m_{FeO\cdot Al_2O_3} = -\frac{77\,300}{T} + 23.25 \tag{3.7-33}$$

在 $\lg a_O$ 和 $\lg a_{Al}$坐标系中，在 $T = 1\,873F$ (1 600℃) 时，式 (3.7-32) 和式 (3.7-33) 分别表示为直线 ab 和 cd (见图 3.7-27)。在交点处氧和铝的活度值分别为 $a_O = 0.058\%$，$a_{Al} = 0.000\,091\%$。

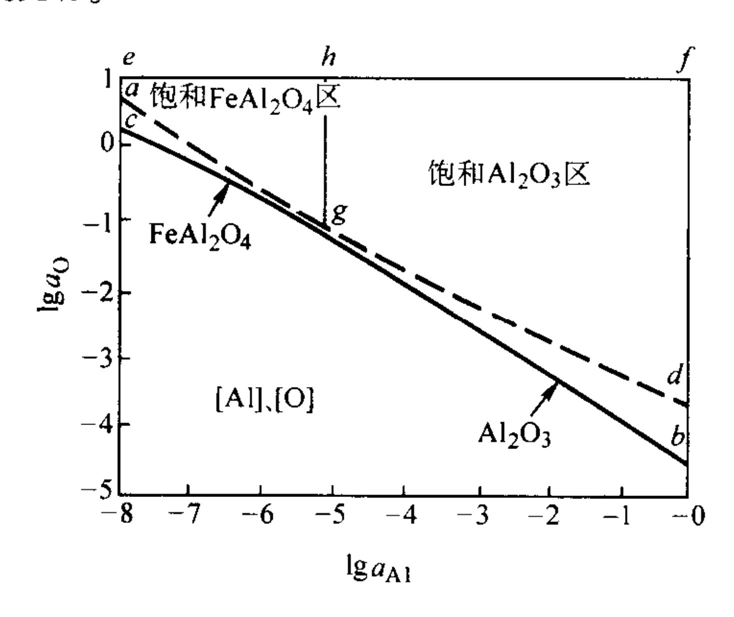


图 3.7-27　1 600℃时 Fe－Al－O 系平衡图

线段 ad 和 cb 把图 3.7-27 分成三个区域：① $ehgc$ 区为 $FeO\cdot Al_2O_3$ (或 $FeAl_2O_4$) 饱和区，生成的脱氧产物为 $FeO\cdot Al_2O_3$；② $hfbg$ 区，为 Al_2O_3 饱和区，生成的脱氧产物为 Al_2O_3；③ cgb 线以下区，为 [Al] 和 [O] 未饱和区，不能进行脱氧反应。通过上述分析可知，在 1 600℃时，当 $a_{Al} < 0.9\times10^{-4}\%$，脱氧产物为 $FeO\cdot Al_2O_3$；$a_{Al} > 0.9\times10^{-4}\%$时，脱氧产物为 Al_2O_3。

这些脱氧产物若未能及时排除，则以非金属夹杂物存在于铸件中。

(3) 浇注时形成的非金属夹杂物

1) 形成过程　在浇注及充型过程中生成的非金属夹杂物主要是氧化物，故又称为二次氧化夹杂物。

液态金属与大气接触时，金属液表面层易氧化元素被氧化后，金属液内部该元素的原子则不断地向表面扩散，又与被金属液表面吸附的氧原子互相作用，而被氧化，金属液表面很快生成一层薄膜。同时，表面吸附的氧原子也不断地向内扩散，氧化膜不断增厚，但氧原子向内扩散距离不大。当形成一层致密的氧化膜后，阻止氧原子继续向内扩散，氧化

膜就不再加厚。如果氧化膜一旦遭到破坏，表面又会生成一层氧化膜。

脱氧后，刚出炉的金属液与铸件的含氧量对比发现，铸件的含氧量明显增加。例如对轴承钢的分析，刚出炉钢液的含氧量（体积分数）为（16～36）$\times 10^{-4}\%$，浇包中钢液的含氧量（体积分数）增至（24～44）$\times 10^{-4}\%$，铸件的含氧量（体积分数）为（37～48）$\times 10^{-4}\%$，增加 2～3 倍。因此，浇注过程的二次氧化是铸件产生非金属夹杂的主要途径。经统计，钢中的二次氧化夹杂物占铸件夹杂总量的 40%～70%。

2）影响二次氧化夹杂物形成的因素　二次氧化夹杂物的生成与合金液的成分、液流特征、浇注工艺和铸型条件等因素有关。

① 合金成分　在合金液中如果合金元素含量不多，可将合金液看作稀溶液，活度可近似地以浓度代替。因此，合金元素含量的多少直接影响二次氧化夹杂物生成的数量和组成。

例如，球铁在 1 280～1 400℃时，Fe、C、Si、Mn、Mg 以及稀土元素（Ce、La 等）都可能被氧化，Mg 和稀土元素的含量虽少，但其氧化性强。Si、Mn、C、Fe 的氧化能力依次减弱，但 Fe 含量最多，因此二次氧化夹杂物中 FeO 含量仍然较高，其组成见表 3.7-4。一次夹杂物中 MgO 含量高是由于球化处理时，大量的 Mg 被氧化。二次夹杂物中 MgO 低是由于处理后的铁液含 Mg 量低[w(Mg) = 0.05%]，而 Si 量增加，使 SiO_2 含量相对提高。

表 3.7-4　镁球墨铸铁一次和二次氧化夹杂物的组成

样品来源	组　成（质量分数）/%			
	SiO_2	Al_2O_3	FeO	MgO
浇包中的球铁（一次）	20.4	4.42	21.1	37.6
浇包中的球铁（一次）	26.0	2.70	23.8	33.9
铸件表面渣（二次）	60	6.90	16.7	9.66

铸造合金常含有多种易氧化成分，因此生成的二次氧化夹杂物是由多种氧化物组成，例如，在球墨铸铁中二次氧化夹杂物可能是 $2MgO \cdot SiO_2$，$FeO \cdot SiO_2$ 等。这些硅酸盐的熔点较低，必然影响合金的结膜温度（指金属液表面生成固体薄膜的温度）。若结膜温度低于金属液的温度，就不会产生固体薄膜。显然二次氧化夹杂物的熔点越低，结膜越困难，这些不被溶解的液态夹杂物将随液流进入型腔。液态夹杂物易上浮、排除。因此，含稀土元素的球墨铸铁铁液，由于二次氧化物的结膜温度低，呈液态，易排除，减少了铸件中的二次氧化夹杂物。

若金属液表面逸出气体，则可降低金属液表面上大气中氧的分压，而减轻金属液表面氧化的程度。合金中若含有低沸点成分，在高温下蒸发或产生某种气体，就能起这种作用。如铜合金的磷（沸点为 280℃），磷与 Cu_2O 作用生成 P_2O_5 气体，从铜液表面逸出，则能减轻铜液表面的氧化程度。又如，CO 生成的自由能随温度升高而减小，因此，含碳高的铁液，高温时碳易氧化生成 CO 气体，不断从铁液表面逸出，可保护铁液不被氧化。

由上可见，应该从元素的氧化难易、含量多少、结膜温度和逸出气体几个方面来综合考虑合金成分对二次氧化夹杂物的影响。

② 合金液流　合金液与大气接触的机会越多、接触面积越大及时间越长，则生成的二次氧化夹杂物就越多，且弱氧化物的含量也相应增多。

若金属液的流动产生涡流、飞溅，则增加金属液与大气接触的机会，且容易将氧化夹杂物和空气卷入金属液内，使氧化夹杂物增多。

金属液内的对流也会将夹杂物和空气卷入内部。有些非金属夹杂物上浮到液面，由于金属元素与氧的亲和力大于与它结合的非金属元素的亲和力，则被氧取代而生成新的氧化物。如球墨铸铁液中的 MgS，上浮到表面后，被 MgO 取代，S 再回到铁液内，生成 MgS 后又浮到表面，如此重复，铁液表面不断被氧化。因此，Mg、S 含量高，铸件易产生二次夹杂物。

（4）凝固时形成的非金属夹杂物

合金在凝固过程中，由于溶质再分配的结果，液相中的溶质浓度不断增高，出现偏析液相。当枝晶间的偏析液达到过饱和时，则析出非金属夹杂物。又称偏析夹杂物。

以 Fe－C 合金为例，讨论偏析夹杂物的形成过程。

为了便于讨论，假定该合金只存在 Mn、S 两种杂质。在合金凝固过程中，由于溶质再分配，枝晶间的液相中富集 Mn、S、C 等溶质。

图 3.7-28 为 Mn 对 S 在 Fe－C 合金中溶解度的影响。当 Mn 和 S 达到过饱和浓度时，发生如下反应

$$[Mn] + [S] \rightarrow MnS \qquad (2.7\text{-}34)$$

生成 MnS 夹杂物。随着温度的不断下降，枝晶间液相中的 Mn 和 S 进一步富集，且在合金液中的溶解度随之降低（见图 3.7-28），促使 MnS 不断长大或生成新的 MnS。

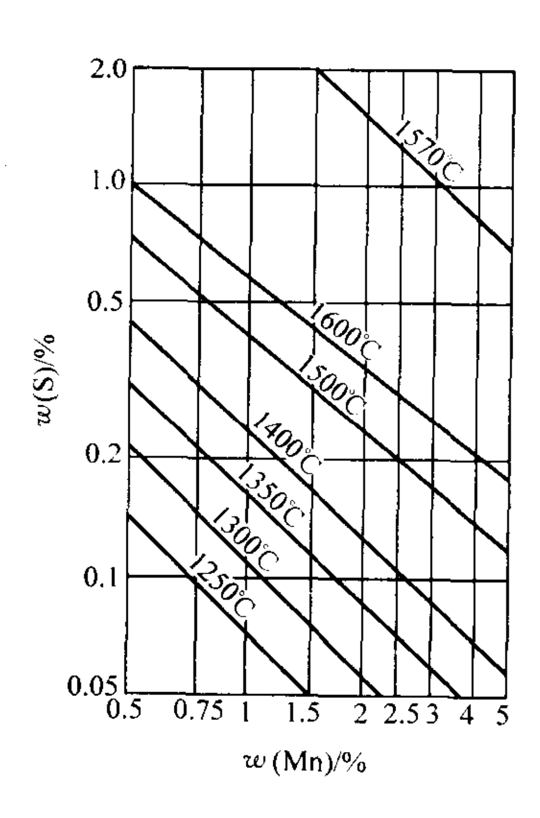


图 3.7-28　在 Fe－C 合金中 Mn 对 S 溶解度的影响
1 570℃曲线表示在钢液中；其余曲线表示在铁液中

事实上，偏析液的成分是复杂的，且枝晶间液相中的成分也不相同。因此，生成的夹杂物也不相同，既可能生成 MnS、MnO、SiO_2、Al_2O_3 等固态夹杂物，也可能生成硅酸盐等液态夹杂物。

应该指出的是，枝晶间残留的偏析液，通常是易熔成分，最后将进行二元和三元共晶反应，生成物以网状存在于晶界上。例如，在钢中，S 是极易偏析的元素，在凝固过程中几乎全部富集到枝晶间剩余的液相中，到凝固末期发生共晶反应，生成 Fe + FeS 共晶。如果钢液脱氧不良，FeO 含量较多，S 与 Fe、FeO 形成熔点更低（940℃）的三元共晶（Fe + FeS + FeO）。这种共晶体对钢的危害更大，是铸件产生热裂的主要原因。

为了消除 S 的有害作用，可加入 Mn。Mn 与 S 的亲和力比较大，优先生成 MnS。研究表明，当[Mn]/[S]质量比 > 7 时，95% 的硫化物以 MnS 形式存在。

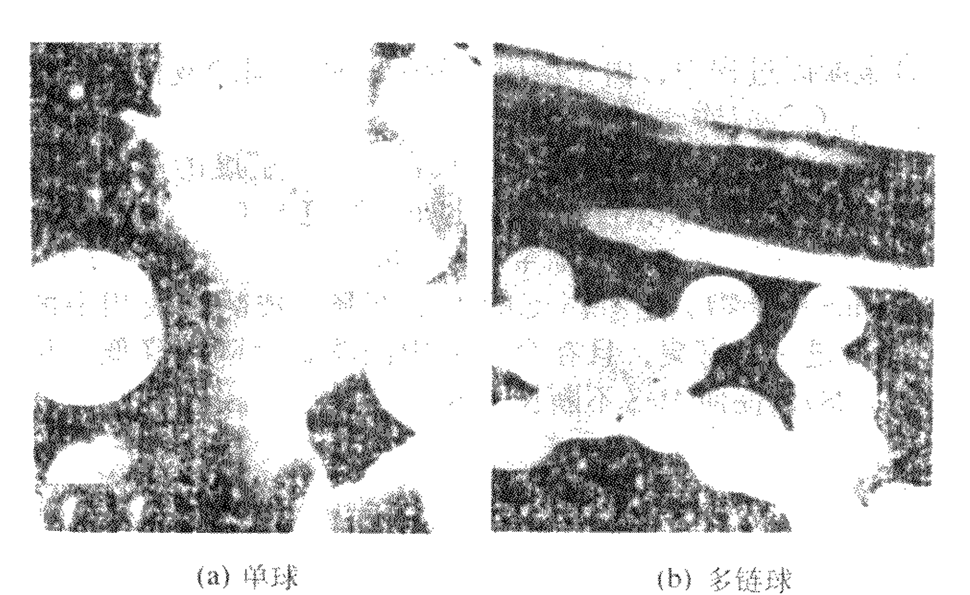
2.3 夹杂物的长大、分布和形状

（1）夹杂物的聚合长大

刚从液相中析出的夹杂物尺寸非常小，仅有几微米。但是试验表明，它长大的速度非常快，例如，钢液中加入脱氧剂，经 10 s，SiO_2 就长大一个数量级。

金属液的对流以及由于夹杂物本身与液体的密度差而产生的上浮或下沉，使悬浮在液体中的夹杂物杂乱无章地运动，夹杂物相互碰撞，聚合长大。夹杂物相撞后，能否合并，取决于夹杂物的熔点、界面张力和温度等条件。

液态夹杂物的黏度较低，彼此相撞，则容易聚合成一个完整的球状夹杂物（见图 3.7-29a）。当金属液温度较低时，夹杂物的黏度增大，碰撞后可粘连在一起，或单个靠在一起，即使聚合在一起也呈粗糙的多链球状（见图 3.7-29b）。



(a) 单球　　(b) 多链球

图 3.7-29 铁基合金中 SiO_2 形态

非同类夹杂物相碰撞，经烧结，组成成分更为复杂的夹杂物。例如，在碳钢中，经常遇到在氧化锰、氧化铁的基体上混杂着大量的锰尖晶石（$MnO \cdot Al_2O_3$）和硅酸盐；在硅酸盐的表面上黏附着硫化锰；以及 Al_2O_3、硅酸盐和硫化物混合在一起的非金属夹杂物。

（2）夹杂物的分布

1）能上浮到铸件表面的夹杂物、不溶解于金属液中的液态夹杂物（如各种硅酸盐）及固态夹杂物在金属液中运动、碰撞、聚合，尺寸不断加大。若夹杂物的密度小于金属液的密度，上浮速度逐渐加快。它们可能集中到冒口中被排除，或保留在铸件上部、上表面层和铸件的拐角处。

2）能作为金属非自发结晶核心的非金属夹杂物分布在晶内。

3）处在金属凝固区内的高熔点固态微小夹杂物，可能被枝晶黏附，分布于晶内；否则被枝晶排斥，分布于晶界。固态夹杂物能否被枝晶黏附，取决于系统自由能的变化 ΔF°（见图 3.7-30）。

$$\Delta F^{\circ} = [\sigma_{LI}A_1 + \sigma_{IC}A_2] - [\sigma_{LI}(A_1 + A_2) + \sigma_{LC}A_2] < 0$$

即应满足：

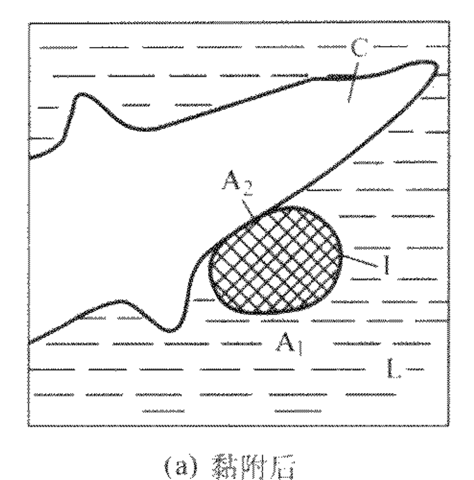
$$\sigma_{iC} < \sigma_{Li} + \sigma_{LC} \quad (3.7\text{-}35a)$$

式中，σ_{iC} 为夹杂物与晶体间的界面张力；σ_{Li} 为金属液与夹杂物间的界面张力；σ_{LC} 为金属液与晶体间的界面张力；A_1 为黏附时夹杂物与金属液的接触面积；A_2 为黏附时夹杂物与晶体的黏附面积。

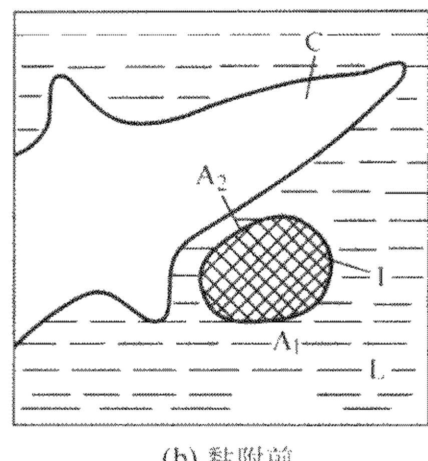
此时，夹杂物可被枝晶黏附，随晶体生长而陷入晶内，呈较均匀分布；当

$$\sigma_{iC} > \sigma_{Li} + \sigma_{LC} \quad (3.7\text{-}35b)$$

时，夹杂物被枝晶推开，最后聚集在晶界处。



(a) 黏附后



(b) 黏附前

图 3.7-30 夹杂物黏附于晶体示意图

L—液体；C—晶体；I—夹杂物

夹杂物能否被枝晶黏附，除考虑上述热力学条件外，还有一个液体填补的动力学问题。晶体生长时，晶体与夹杂物之间的液相减少，需要得到周围液体的补充才能使两者之间保持一定距离。如果晶体生长速度较快，液体补充速度较慢，则晶体与夹杂物之间的距离逐渐缩小乃至相互接触。一旦接触，夹杂物就容易被生长着的固相所吞食。刚好能使夹杂物与晶体生长面接触的晶体生长速度称为晶体临界生长速度。若晶体生长速度大于临界速度，夹杂物将陷入晶内而成为晶内夹杂物，否则将被推移到最后凝固部位而成为晶界夹杂物。

据 Vhlmann 等人的试验，在所选用的试验材料中，尺寸为 15 μm 以下的夹杂物，临界速度为 0.2 ~ 20 μm/s，其具体数值与晶体材料有关，而与夹杂物的尺寸无关。但对于尺寸较大的夹杂物，临界速度随夹杂物尺寸的增大而减小。

（3）夹杂物的形状

1）尺寸较大的低熔点夹杂物能上浮到铸件表面。凝固前形成的夹杂物，由于不断地长大，其成分和形状也越来越复杂。与此同时，金属液中某些元素也会不断地向夹杂物中扩散和溶解，这样在运动中的夹杂物时而在某处长大，时而某处由于成分变化又部分熔化，基于上述原因，铸件中夹杂物常常含有多种成分，它们的形状往往是不规则的。

2）偏析夹杂物的形状　在合金凝固即将结束时，汇聚于晶界的低熔点偏析夹杂物，其形状在很大程度上受界面张力的影响。夹杂物 - 晶体界面张力 σ_{iC} 与金属晶体间界面张力 σ_{CC} 的平衡条件（见图 3.7-31）为

$$\cos\frac{\theta}{2} = \frac{\sigma_{CC}}{2\sigma_{iC}} \quad (3.7\text{-}36)$$

只有当 $2\sigma_{iC} \geqslant \sigma_{CC}$ 时，才能处于平衡状态。双边角（两晶体间的夹角）θ 决定夹杂物的形状。θ 从 0° ~ 180° 变化，夹杂物的形状由尖角状逐渐变化为球形（见图 3.7-32）。如果 $2\sigma_{iC} < \sigma_{CC}$ 时，平衡状态遭到破坏，夹杂物以薄膜分布在晶界上。

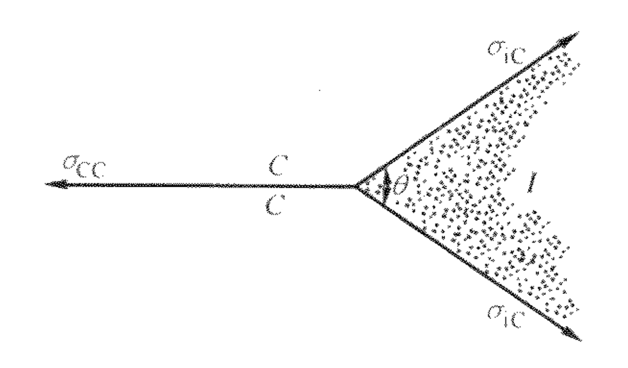


图 3.7-31 相间双边角与界面张力

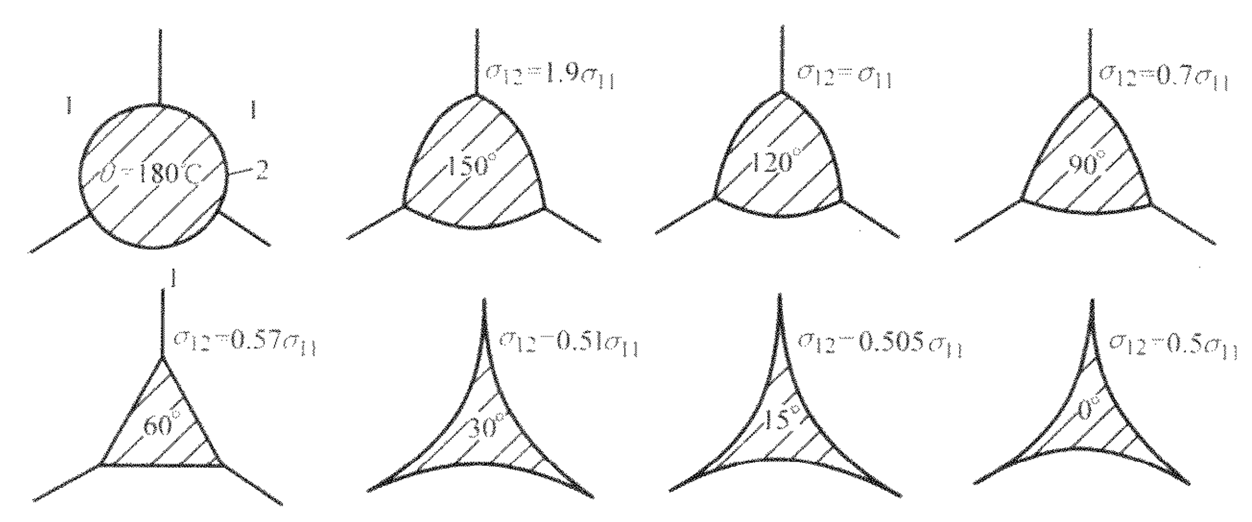


图 3.7-32　不同双边角晶间夹杂物的形状示意图

合金成分对夹杂物形状的影响是由于它改变了界面张力的大小。例如，含硫的铁合金，硫是表面活性元素，降低铁液的界面张力，液体能很好地润湿晶体，硫化物沿晶界形成尖角薄膜状的硫共晶。

钢中加入 Mn，生成 MnS，可消除 S 的有害作用。MnS 有三种形态，如图 3.7-33 所示，主要由氧的含量决定。x（O）$>120\times10^{-4}$%时，形成Ⅰ类硫化物；x（O）为（80～120）$\times10^{-4}$%时，形成Ⅱ类硫化物；x（O）$<80\times10^{-4}$%时，形成Ⅲ类硫化物，C、Si、Al 量较高时，也易形成Ⅲ类硫化物。

夹杂物越近似球形，对金属基体力学性能的影响越小。夹杂物呈尖角状，甚至包围晶粒形成薄膜时，对铸件性能的危害甚大；夹杂物细小而分散，且分布在晶内，其危害越小。因此，如何进一步利用非金属夹杂物的有益作用，控制其大小、形状和分布，消除和减轻其有害作用，仍是有待深入研究和解决的课题。

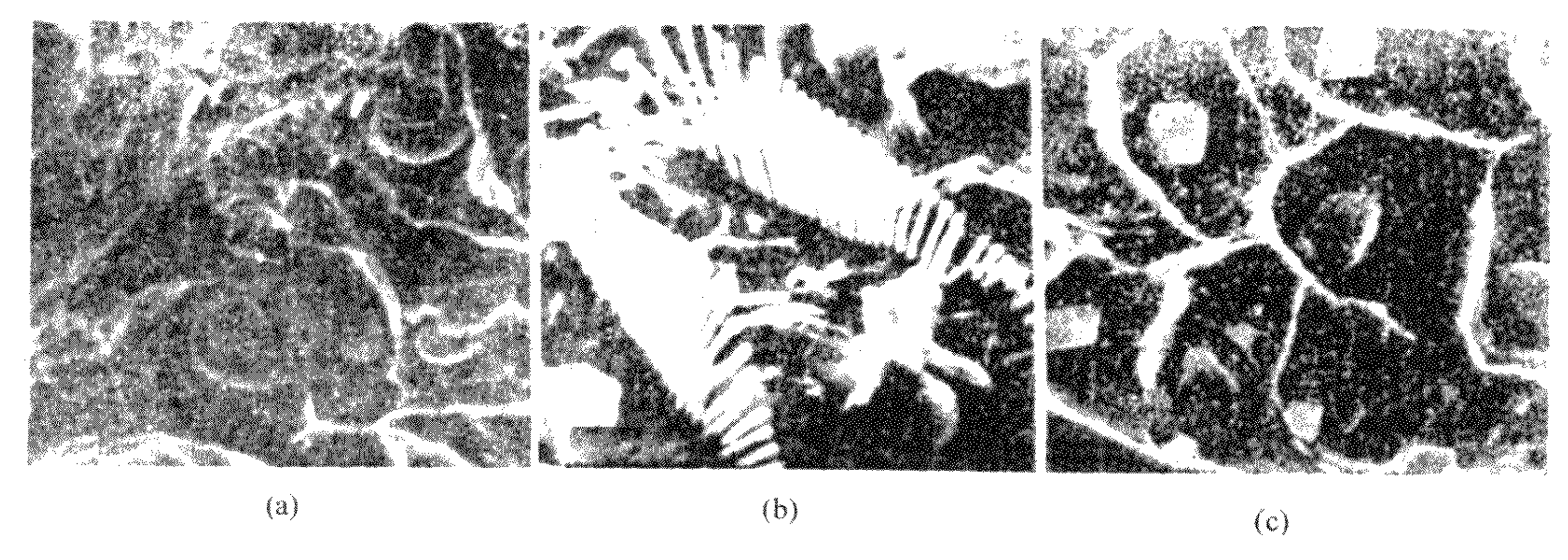


图 3.7-33　钢中 MnS 夹杂物的形态

2.4　排除和减少非金属夹杂物的途径

排除和减少金属液中气体或气泡的工艺措施同样也能达到减少夹杂物的目的。但由于夹杂物的密度较气体大得多，故比气泡难以去除，特别是尺寸较小的夹杂物则更难去除。为此，需采取一些更有效的工艺措施。

1）正确地选择合金成分，严格控制易氧化元素的含量。

2）加溶剂　金属液表面覆盖一层溶剂，能吸收上浮的夹杂物（如铝合金精练时加氯盐、氟盐），或向金属液中加入溶剂，使之与夹杂物形成密度更小的液态夹杂物。如向球铁液中加入冰晶石，可降低夹杂物熔点，便于聚合和上浮。

3）采用复合脱氧剂　采用单一脱氧剂，由于脱氧产物熔点高（见表 3.7-5），易成为夹杂物残留在铸件中。如采用复合脱氧剂，当配比适当时，可以生成密度小、熔点低的液态脱氧产物（见表 3.7-5），易聚合成大液滴，利于上浮和排除。例如，经铝硅锰复合脱氧剂处理后的钢液，夹杂物含量可由采用单一脱氧剂处理后的 w（i）$=0.0265$%减少到 w（i）$=0.007$%。图 3.7-34 为铸钢的复合脱氧产物的最佳成分范围。

表 3.7-5　各种非金属夹杂物的熔点和密度

夹杂物	熔点/℃	密度/g·cm^{-3}	夹杂物	熔点/℃	密度/g·cm^{-3}
FeO	1 371	5.9；5.7；5.99	FeS	1 193	4.5；4.9
Fe_3O_4	1 597	4.9；5.21	CaS	2 525	2.8
Fe_2O_3	1 560	5.12；5.25	MgS	2 000	2.8
SiO_2	1 713	2.26；2.31	CeS	2 450	5.88
Al_2O_3	2 050	3.9；4.1；3.85	Ce_2S_3	1 890	5.07
MnO	1 785　1 850	5.8；5.5；4.73	LaS	2 200	5.75
$MnO\cdot SiO_2$	1 270	3.58；3.7	La_2S_3	2 095	4.92
$MnO\cdot Al_2O_3$	2 135	3.58	LaS_2	1 650	5.75
$CaO\cdot Fe_2O_3$	1 216	4.68	CeS_2	1 700	5.02
$2CaO\cdot Fe_2O_3$	1 436	—	PrS	2 230	—

续表 3.7-5

夹杂物	熔点/℃	密度/g·cm^{-3}	夹杂物	熔点/℃	密度/g·cm^{-3}
$CaO·Al_2O_3$	1 605	2.98	CrS	1 565	—
$2(FeMn)O·SiO_2$	—	3.93; 4.17	ZrS_2	1 550	—
$FeO·SiO_2$	1 205	4.35	ZnS	1 830	—
$FeO·Al_2O_3$	1 780	4.05	Cu_2S	1 129	—
$Al_2O_3·SiO_2$	1 487	3.05	PbS	1 109	—
$Ce_2O_3·2SiO_2$	1 760	4.93	SnS	831	—
Cr_2O_3	2 277	5.0	SiS_2	1 090	—
TiO_2	1 825	4.2; 4.3	Si_3N_4	1 900	—
MgO	2 800	3.5; 3.65	VN	2 000	5.47; 5.97
CaO	2 570	3.32	TiN	2 900	5.1; 5.4
Ce_2O_3	1 690	6.38	ZrN	2 910	6.93; 7.1
La_2O_3	2 250 ± 40	5.84	BN	3 000	—
Cu_2O	1 230	—	TaN	3 090	—
Al_2S_3	1 100	—	NbN	2 300	—
MnS	1 610 ± 10	3.6; 4.04	Fe_3P	1 155	6.74; 7.13

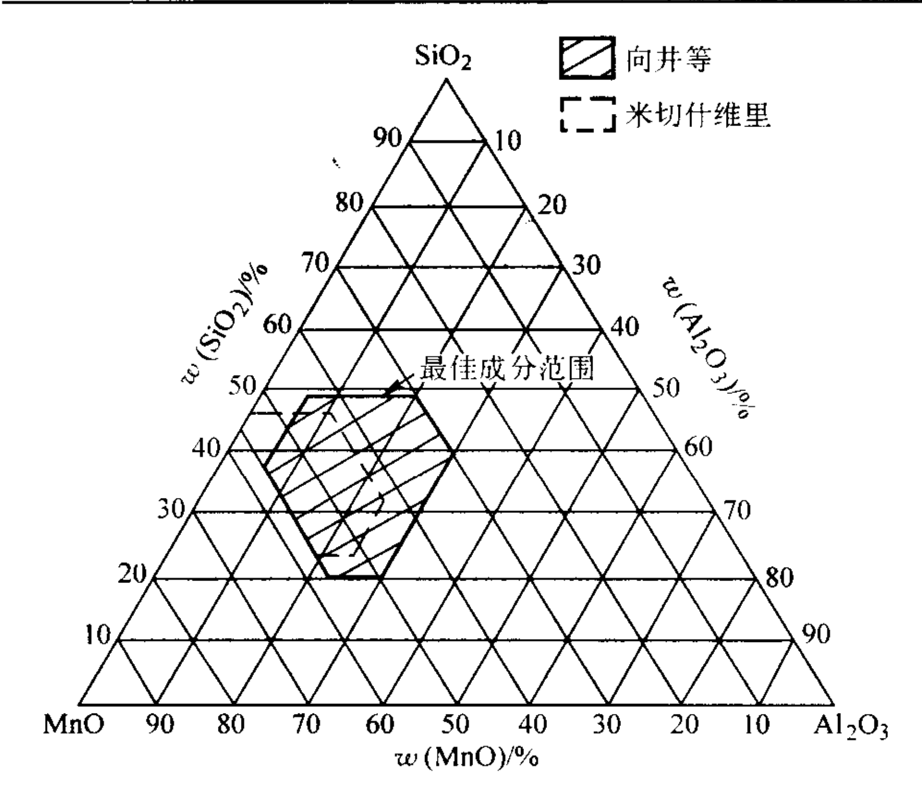


图 3.7-34 夹杂物在铁液中上浮去除的最佳组成

4) 采用真空或在保护气氛下熔炼和浇注。

5) 应避免金属液在浇注和充型时发生飞溅和涡流，尽可能保证充型平稳。

6) 过滤法 金属液通过过滤器，再流入型腔，也可以达到去除夹杂物的目的。过滤器分非活性和活性两种，前者仅为机械作用，如用金属、石墨、陶瓷制成的过滤器；后者还具有吸附作用，排除效果更好，如用 NaF、CaF、Na_3AlF_6 等制成的过滤器。

7) 为减少铸型的氧化气氛，除严格控制铸型水分外，还可在型砂中添加附加物，如生产铸铁件时，型砂中可以加入煤粉以形成还原性气氛，也可以在铸型表面撒上一层溶剂。

编写：周彼德（哈尔滨工业大学）

第 8 章　铸件的收缩及其引起的铸造缺陷

铸件在液态、凝固态和固态的冷却过程中，所发生的体积减小现象称为收缩。因此，收缩是铸造合金本身的物理性质。

收缩是铸件中许多缺陷如缩孔、缩松、热裂、应力、变形及冷裂等产生的基本原因。因此，它是获得符合要求的几何形状和尺寸，以及致密优质铸件的重要铸造性能之一。

导致凝固组织不致密的主要原因是缩孔、缩松和气孔，缩松和气孔两者通常是互相影响的。凝固收缩可能促使气孔的形成，也就是说，两者有时密不可分。

任何物体的体积皆与其温度和压力有关。在一般铸造条件下，压力的变化可以忽略不计，如不考虑相变和同素异形的变化，铸件体积的改变，仅取决于温度的变化。

本章主要讨论铸造合金及铸件的收缩率、缩孔及缩松的形成规律、热裂、铸造应力、变形及冷裂形成机理以及防止上述缺陷获得致密铸件的途径。

1　铸造合金的收缩

1.1　收缩的基本概念

金属从液态到常温的体积改变量称为体收缩。金属在具有一定强度的半固态和固态时的线尺寸改变量，称为线收缩。在设计和制作模样时，需要考虑线收缩。

凝固过程的收缩包括液态和固态的冷却收缩以及液→固转变时的凝固收缩。膨胀（收缩）系数是表征液态和固态冷却过程收缩的基本参量。体胀系数 α_V 和线胀系数 α_l 分别定义为

$$\alpha_V = \frac{1}{V_0} \times \frac{\mathrm{d}V}{\mathrm{d}T} \qquad (3.8\text{-}1a)$$

$$\alpha_l = \frac{1}{l_0} \times \frac{\mathrm{d}l}{\mathrm{d}T} \qquad (3.8\text{-}2a)$$

式中，V_0、l_0 分别为试样原始体积、原始长度；T 为温度。显然，α_l 只有试样（铸件）具有一定形状后才有意义。α_V 与 α_l 之间的关系为 $\alpha_V \approx 3\alpha_l$。

在实践中，通常皆以相对收缩量表示金属的收缩特性，此相对收缩量称为收缩率。由式（3.8-1）和式（3.8-2）可知，液态和固态冷却过程的体收缩率 ε_V 和线收缩率 ε_l 分别为：

$$\varepsilon_V = \alpha_V \mathrm{d}T \qquad (3.8\text{-}1b)$$

$$\varepsilon_l = \alpha_l \mathrm{d}T \qquad (3.8\text{-}2b)$$

液态金属注入铸型后，从浇注温度冷却到常温都要经历三个互相联系的收缩阶段：液态收缩阶段、凝固收缩阶段和固体收缩阶段。铸造合金在不同收缩阶段的收缩特性是不同的，而且对铸件质量也有不同的影响。

1）液态收缩　充满铸型瞬间，液态金属所具有的浇注温度 t_P 冷却至开始凝固的液相线温度 t_L 的体收缩为液态收缩。因此在此阶段中，金属处于液态，体积的缩小仅表现为型腔内液面的降低。液态收缩率 ε_{VL} 用下式表示：

$$\varepsilon_{VL} = \alpha_{VL}\ (t_p - t_L)\ \times 100\% \qquad (3.8\text{-}3)$$

式中，α_{VL} 为金属的液态体胀系数。

从式（3.8-3）中可以看出，提高浇注温度 t_P，或因合金成分改变而降低 t_L 都使 ε_{VL} 增加。

影响液态体胀系数 α_{VL} 的因素很多，如合金成分、温度、气体和夹杂物的含量等。试验所得数值往往有很大差别，计算时常取其平均值。例如，钢液的 α_{VL} 在 $0.4\times10^{-2}\sim1.6\times10^{-2}\ \mathrm{K^{-1}}$ 范围内变动，相差四倍，通常取其平均值 $1.0\times10^{-2}\ \mathrm{K^{-1}}$。

2）凝固收缩　对凝固组织致密度影响最大的是凝固过程的液 - 固相转变收缩，即凝固收缩，常用凝固收缩率 β 表征。对纯金属和共晶合金的凝固是在一恒定温度下完成的，凝固收缩率 β 为

$$\beta = \frac{V_L - V_S}{V_L} = 1 - \frac{V_S}{V_L} \qquad (3.8\text{-}4)$$

式中，V_L、V_S 分别为凝固前液相和凝固后固相的体积。

由于凝固过程中体系的质量不变，因此式（3.8-4）可写成

$$\beta = 1 - \frac{\rho_L}{\rho_S} \qquad (3.8\text{-}5)$$

式中，ρ_L、ρ_S 分别为在凝固温度下液相和固相的密度。

对共晶合金在凝固过程中，在一恒定温度同时析出 α、β 两个相，设 α 和 β 相的密度分别为 ρ_α、ρ_β，固相平均密度则为

$$\rho_{\alpha+\beta} = \rho_\alpha(1 - f_\beta) + \rho_\beta f_\beta \qquad (3.8\text{-}6)$$

式中，f_β 为 β 相的体积分数，可根据杠杆定律由相图确定。

具有一定结晶温度范围合金由液态转变为固态时，凝固收缩率既与状态改变时的体积变化有关，又与结晶温度范围有关。整个凝固过程的收缩率 β_Σ 为

$$\beta_\Sigma = \frac{\Delta V}{V_0} \qquad (3.8\text{-}7)$$

式中，V_0 为在液相线温度时液体的总体积；ΔV 为整个凝固过程的体积收缩。

假定液相分数的变化可用 Scheil 方程计算，则初生相的体积分数 f_α 为

$$f_\alpha = 1 - \left(\frac{C_E}{C_0}\right)^{-\frac{1}{1-k_0}} \qquad (3.8\text{-}8)$$

并且已知 $\mathrm{d}T/\mathrm{d}C_L = m_L$ 为液相线的斜率。在凝固温度范围内将液相体收缩系数 α_{VL}、固相体收缩系数 α_{VS}、m_L、液 - 固相变收缩率 β_0 近似取为常数，则凝固过程总的体积收缩为

$$\Delta V = V_0\left\{-m_L\left[\alpha_{VS}(C_E - C_0) + (\alpha_{VL} - \alpha_{VS})\left(1 - \frac{1}{k_0}\right)\times\left[\left(\frac{C_0}{C_E}\right)^{\frac{k_0}{1-k_0}} - 1\right]\right] + \beta_E f_E\right\} \qquad (3.8\text{-}9)$$

此处假设合金为共晶系类的固溶体合金。式中 {} 号内的第一项为固溶体合金凝固过程的收缩率，第二相为残余共晶的凝固收缩率。由式（3.8-7）和式（3.8-9）可以进行凝固过程实际收缩率的计算。

铸造合金在凝固过程中时常发生引起比容变化的某些反应，如钢的包晶反应、铸铁中渗碳体的分解、石墨的析出；大部分合金在凝固期间形成的气体量急剧增加。由于影响凝

固收缩率的因素比较复杂，试验条件不易固定，所测数值也有较大差别。

液态金属注入铸型后，首先在铸件表面形成硬壳，而内部尚处于液态的金属在此外壳中冷却时，由于液态收缩和凝固收缩使体积减小。如果所减小的体积得不到外来金属液的补充，则在铸件中形成集中于某处的或分散的孔洞——缩孔或缩松。因此，液态收缩和凝固收缩是铸件产生缩孔和缩松的基本原因。$\varepsilon_{VL}+\beta_S$ 越大，缩孔和缩松的容积就越大。

有一些合金，在凝固过程中体积不但不收缩，反而膨胀，如某些 Ga 合金，Bi - Sb 合金，故凝固收缩率为负值。

3）固态收缩　金属的固态收缩率 ε_{VS} 用下式表示：

$$\varepsilon_{VS}=\alpha_{VS}(t_S-t_0)\times 100\% \qquad (3.8\text{-}10)$$

式中，α_{VS} 为金属的固态体胀系数；t_S 为固相线温度；t_0 为室温。

在固体收缩阶段，铸件各个方向上都表现出线尺寸的缩小，因此，这个阶段对铸件的形状和尺寸精度影响最大。为方便起见，常用线收缩率表征固体收缩，即

$$\varepsilon_l=\alpha_l(t_S-t_0)\times 100\% \qquad (3.8\text{-}11)$$

式中，ε_l 为金属的线收缩率；α_l 为金属的固态线收缩系数。

金属的线收缩是铸件中产生应力、变形和裂纹的基本原因。

4）线收缩的开始温度　对于纯金属和共晶合金的线收缩是在金属完全凝固后开始的。对于具有一定结晶温度范围的合金，在刚开始结晶时，由于枝晶还比较少，不能形成连续的骨架，仍为液态收缩性质。当温度继续下降，枝晶数量增多，彼此相连构成连续的骨架，合金则开始表现为固态的性质，即开始线收缩。实验证明，此时合金中尚有 20% ~ 45% 的残留液体。所以，对于有结晶温度范围的合金，其线收缩不是从完全凝固以后才开始，而是在结晶温度范围中的某一温度开始，这对于铸件中热裂的形成机理是个很重要的概念。

1.2　铸钢和铸铁的收缩

（1）铸钢的收缩

图 3.8-1 为纯铁和碳钢的收缩过程曲线。

1）液态收缩　提高钢的含碳量，α_{VL} 相应增大，每增加 w（C）= 1% 的碳，α_{VL} 约增加 20%。据试验，钢液温度每下降 100℃，ε_{VL} 约为 1.5% ~ 1.75%。所以，ε_{VL} 随含碳量和浇注温度的增加而增加。

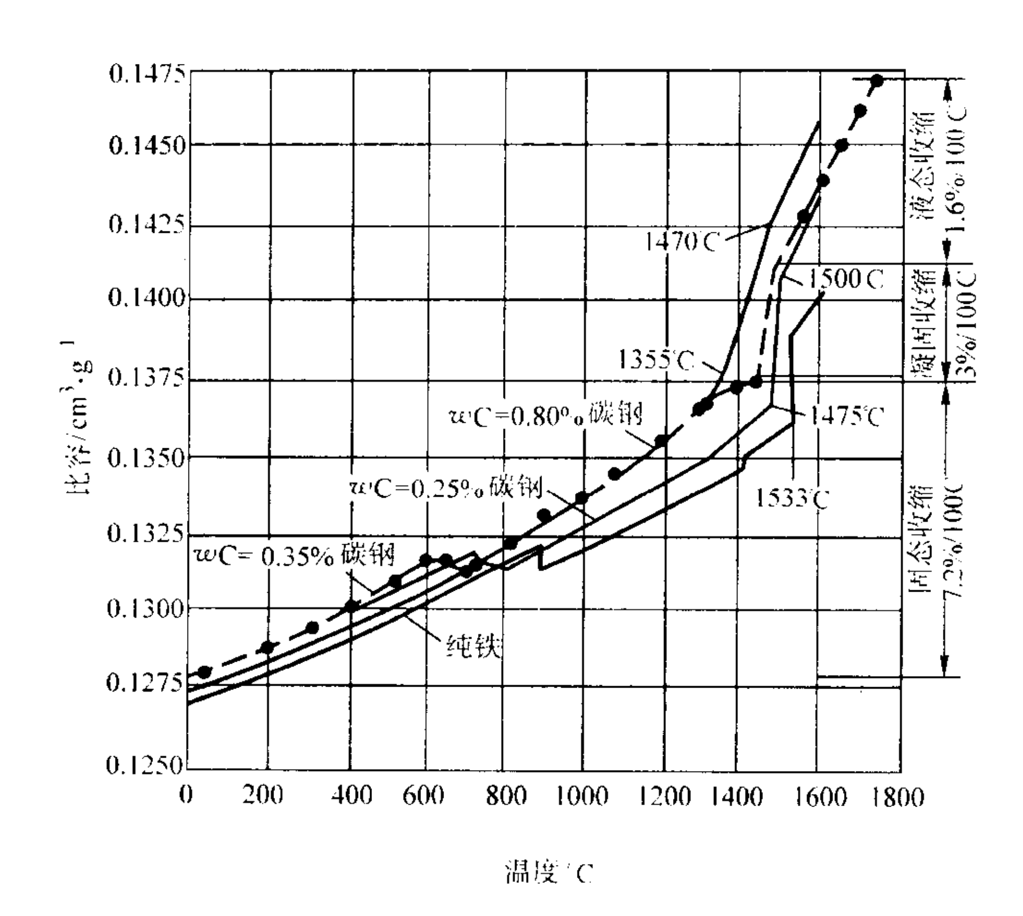


图 3.8-1　碳钢比容与温度和含碳量的关系

2）凝固收缩　凝固期间的体收缩包括状态改变和温度降低两部分。碳钢的凝固收缩率见表 3.8-1。

表 3.8-1　碳钢的凝固收缩率

w（C）/%	0.10	0.25	0.35	0.45	0.70
β_S/%	2.0	2.5	3.0	4.3	5.3

3）固态收缩　碳钢的固体收缩分为三个阶段（见图 3.8-1）。

① 珠光体转变前收缩，发生在凝固终了到 γ→α 相变前的温度范围，以 $\varepsilon_{V\gamma}$ 表示。

② 共析转变期的膨胀，发生在 γ→α 相变的温度范围内，以 $\varepsilon_{V\gamma\to\alpha}$ 表示。

③ 珠光体转变后收缩，发生在 γ→α 相变终了到室温的温度范围内，以 $\varepsilon_{V\alpha}$ 表示。

碳钢的固态体收缩率和线收缩率为

$$\varepsilon_{VS}=\varepsilon_{V\gamma}+\varepsilon_{V\gamma\to\alpha}+\varepsilon_{V\alpha} \qquad (3.8\text{-}12)$$
$$\varepsilon_l=\varepsilon_\gamma+\varepsilon_{\gamma\to\alpha}+\varepsilon_\alpha$$

表 3.8-2 为碳钢的线收缩率 ε_l 与含碳量的关系，仅供参考。

碳钢的总收缩为液态、凝固态和固态收缩之和。

表 3.8-2　碳钢的线收缩率 ε_l 与含碳量的关系　%

w（C）	ε_γ	$\varepsilon_{\gamma\to\alpha}$	ε_α	ε_l	w（C）	ε_γ	$\varepsilon_{\gamma\to\alpha}$	ε_α	ε_L
0.08	1.42	-0.11	1.16	2.47	0.45	1.39	-0.11	1.07	2.35
0.14	1.51	-0.11	1.06	2.46	0.55	1.35	-0.09	1.05	2.31
0.35	1.47	-0.11	1.04	2.40	0.60	1.21	-0.01	0.98	2.18

注：Mn 含量为 w（Mn）= 0.55% ~ 0.8%，Si 含量为 w（Si）= 0.25% ~ 0.40%。

（2）铸铁的收缩

铸铁的收缩过程曲线如图 3.8-2 所示。

1）液态收缩　铸铁的液态体收缩系数 α_{VL} 随含碳量的提高而增大。对于亚共晶铸铁，α_{VL} 的平均值为

$$\alpha_{VL}=[90+w(C)30]\times 10^{-4}\% \qquad (3.8\text{-}13)$$

式中，w（C）为铸铁中总的碳质量分数。

根据状态图，铸铁的含碳量每增加 w（C）= 1%，其液相线温度下降 90℃，由此得

$$\varepsilon_{VL}=\alpha_{VL}\{t_p-[1\,540-w(C)90]\}\times 100\% \qquad (3.8\text{-}14)$$

由以上二式可知，浇注温度一定时，ε_{VL} 随含碳量增加而增大。

2）凝固收缩　灰铸铁、蠕墨铸铁及球墨铸铁在凝固期间因温度降低发生收缩，而石墨析出发生膨胀，共晶转变后期由于石墨领先析出还要发生二次膨胀。石墨化膨胀与铸铁的冶金质量及冷却速度有关，在很大范围内变化。对于灰铸铁，碳含量足够高时，凝固后期的石墨化膨胀在铸件内部产生很大压力，使尚未凝固的液体能对因收缩形成的孔洞进行

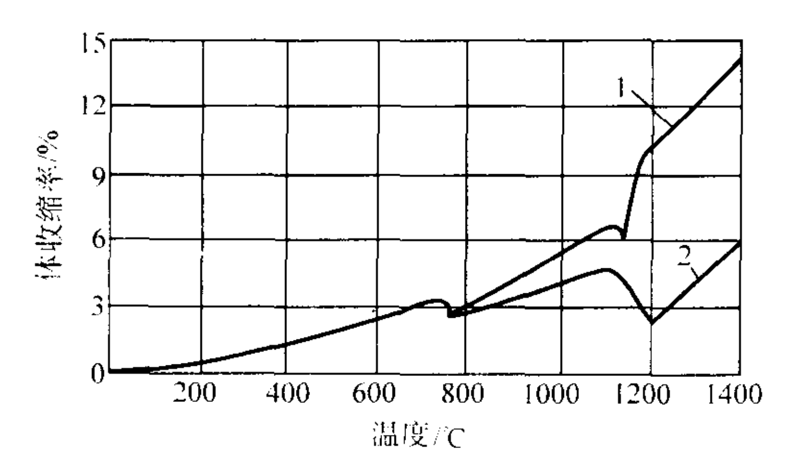


图 3.8-2　铸铁的收缩过程曲线
1—白口铸铁；2—灰铸铁

充填。所以，灰铸铁有“自实作用”。这是灰铸铁作为铸造合金的一大优点。表 3.8-3 为白口铸铁和灰铸铁的凝固收缩率 B_{Σ}，供参考。

表 3.8-3　铸铁的凝固收缩率　%

	w (C)	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0
β_{Σ}	白口铸铁	5.1	4.6	4.2	3.4	3.3
	灰铸铁	4.3	2.8	1.4	0.1	-1.5

3）固态收缩　铸铁的固态收缩也分为珠光体前收缩 ε_{γ}，共析转变膨胀 $\varepsilon_{\gamma\to\alpha+C}$（奥氏体分解为铁素体、石墨和珠光体）以及珠光体后收缩 ε_{α} 三个阶段。图 3.8-3 为几种 Fe-C 合金的自由线收缩曲线，表 3.8-4 为相应的数据。可见，普通灰铸铁的缩前膨胀为 0.148%，而球墨铸铁的缩前膨胀达 0.6%，为前者的四倍。

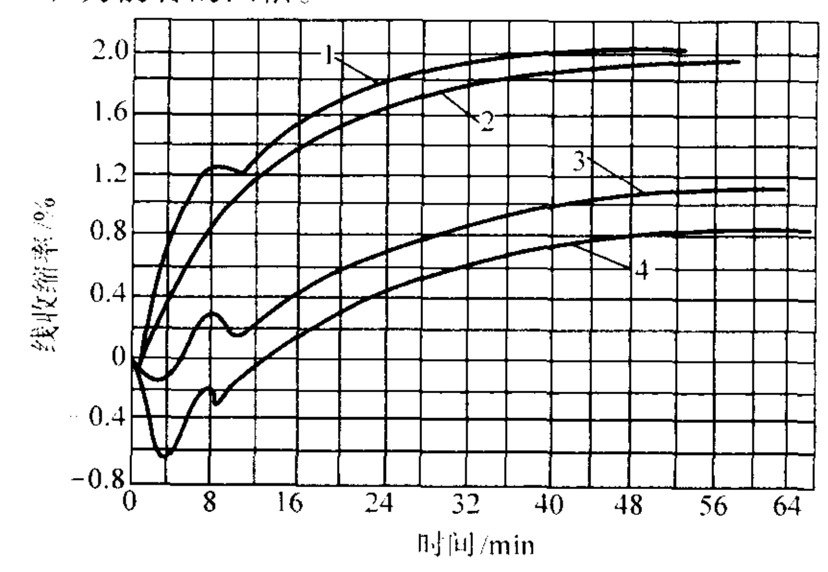


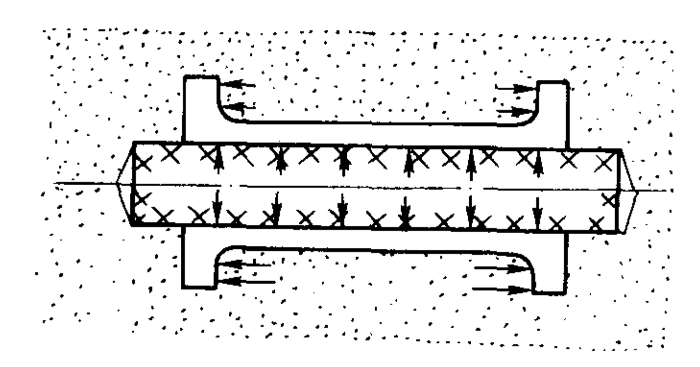
图 3.8-3　Fe-C 合金的自由线收缩曲线
1—碳钢；2—白口铸铁；3—灰铸铁；4—球墨铸铁

表 3.8-4　几种 Fe-C 合金的自由线收缩

材料名称	成　分（质量分数）/%					C + 1/3 (Si + P)（质量分数）/%	缩前膨胀 /%	ε_{γ}/%	共析膨胀 /%	ε_{α}/%	总收缩 /%	浇注温度 /℃
	C	Si	Mn	S	Mg							
碳钢	0.14	0.15	0.01	—	—	—	0	1.24	-0.08	1	2.165	1 530
白口铁	2.65	1.00	0.48	0.01	—	3.04	0	1.18	0	1	2.180	1 300
灰铸铁	3.30	3.14	0.66	0.02	—	4.38	-0.148	0.47	-0.24	1	1.082	1 270
球墨铸铁	3.00	2.96	0.69	0.01	0.04	4.02	-0.600	0.41	-0.01	1	0.807	1 250

1.3　铸件的收缩

前面讨论的收缩率，只考虑了金属本身的成分、温度和相变的影响。实际上，铸件在进行收缩时，还会受到一些外界阻力的影响。铸件在铸型中的收缩仅受到金属表面与铸型表面之间的摩擦阻碍时，为自由收缩。如果铸件在铸型中的收缩还受到其他阻碍，则称受阻收缩（见图 3.8-4）。很明显，对于同一种合金，受阻收缩率小于自由收缩率。


图 3.8-4　受机械阻碍的铸件示意图

铸件在铸型中收缩时受到的阻力有以下几种。

1）铸型表面的摩擦力　铸件收缩时，其表面与铸型表面之间的摩擦力大小与铸件重量、铸型表面的平滑程度有关。例如，碳钢铸件在黏土砂型中铸造时，这种阻力使收缩率平均减少 0.3%。铸型表面有涂料和复料时，摩擦阻力可以忽略。

2）热阻力　各部分的收缩彼此制约产生阻力而不能自由收缩时，称为热阻力。所以热阻力的产生和铸件结构有关。

3）机械阻力　当铸件由于本身结构的特点，如具有突出部分或内部型腔有型芯，在收缩时便会受到铸型和型芯的阻力，而不能自由收缩，这种阻力称为机械阻力。该阻力的大小，决定于铸型或型芯的强度、退让性、箱挡或芯骨的位置以及铸件本身的厚度和长度。机械阻力使铸件收缩量减小。

由于上述三种阻力的影响，在进行铸件工艺设计时，模样尺寸就不能按照自由收缩率考虑。生产中采用的铸造收缩率，是考虑各种阻力影响之后的实际收缩率。

$$\varepsilon_{zh} = \frac{l_m - l_j}{l_m} \times 100\% \qquad (3.8\text{-}15)$$

式中，ε_{zh} 为铸造收缩率；l_m 为模样尺寸；l_j 为铸件尺寸。

表 3.8-5 是常用合金的铸造收缩率。应该指出，实际铸件的结构往往是复杂的，各部分的收缩阻力不同，而且造型过程中起模、铸型烘干和铸型在浇注时所受的静压力等因素都会改变型腔的尺寸，从而改变铸件的实际尺寸。所以，对表 3.8-5 的铸造收缩率应根据生产实践加以修正。对于结构复杂或尺寸精度要求较高的铸件，其模样尺寸，必须经过数次尺寸定型试验确定。

表3.8-5　几种合金的铸造收缩率　%

合金类别	收缩率		合金类别	收缩率	
	自由收缩	受阻收缩		自由收缩	受阻收缩
灰铸铁：中小型铸件	1.0	0.9	球墨铸铁	1.0	0.8
中大型铸件	0.9	0.8	铸钢（碳钢、低合金钢）	1.6～2.0	1.3～1.7
圆筒形铸件：长度方向	0.9	0.8	铝硅合金（硅铝明）	1.0～1.2	0.8～1.0
直径方向	0.7	0.5	锡青铜	1.4	1.2
孕育铸铁	1.0～1.5	0.8～1.0	无锡青铜	2.0～2.2	1.6～1.8
可锻铸铁	0.75～1.0	0.5～0.75	铝铜合金	1.6	1.4
白口铸铁	1.75	1.5	锌黄铜	1.8～2.0	1.5～1.7

2　铸件的缩孔和缩松

铸件在凝固过程中，由于合金的液态收缩和凝固收缩，往往在铸件最后凝固部位出现孔洞。容积大而集中的孔洞称为集中缩孔，或简称为缩孔。缩孔的形状不规则，表面不光滑，可以看到发达的树枝晶末梢，故可以和气孔区别开来。细小而分散的孔洞，称为缩松。缩松按其尺寸有宏观缩松和微观缩松区别，但其形成机理是相同的，所以放在一起讨论。缩孔和缩松是铸件的重要铸造缺陷之一，必须设法防止。

2.1　集中缩孔

(1) 缩孔的形成

缩孔容积较大，多集中在铸件上部和最后凝固部位。兹以圆柱形铸件为例分析缩孔的形成过程。假定所浇注的铸件由表及里以逐层方式凝固。

图3.8-5a表示液态金属充满铸型后，由于液态金属温度的下降，发生液态收缩，此收缩得到浇注系统中液态金属的补充，因此，在此期间型腔中总是充满着金属液。

当铸件外表的温度下降到固相线温度以下，铸件表面凝固一层硬壳包裹着内部的液态金属，并且浇注系统的内浇道被冻结，如图3.8-5b所示。

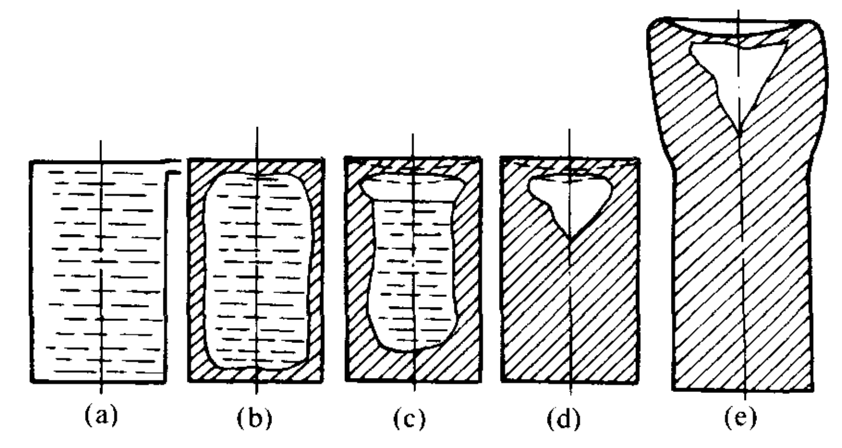


图3.8-5　铸件中缩孔形成过程示意图

进一步冷却时，硬壳内的液态金属因温度降低发生液态收缩，以及对硬壳进一步凝固收缩的补充，与此同时，凝固硬壳也因温度下降而使铸件外表尺寸缩小。如果硬壳内液态金属因液态收缩和凝固收缩造成的体积缩减等于铸件外表的体积缩小，则凝固的外壳仍和内部液态金属紧密接触，不会产生缩孔。但是，合金的液态收缩加凝固收缩远远超过硬壳的固体收缩，因而，液体将与硬壳的顶面脱离而下降，如图3.8-5c所示。依次进行下去，硬壳不断加厚，液面将不断下降，待金属全部凝固后，在铸件上部就形成了一个倒锥形的缩孔，如图3.8-5d所示。因温度连续下降至室温整个铸件的体积不断缩小，缩孔的绝对体积也相对减小，但与铸件的相对体积不变。如果铸件顶部设置冒口，缩孔将移至冒口中（见图3.8-5e）。

在液态金属中含气量不大的情况下，当液态金属与硬壳顶面脱离时，液面上要形成真空。上面的薄壳在大气压力作用下，可能向缩孔方向凹进去，如图中虚线所示。因此缩孔应包括外部的缩凹和内部的缩孔两部分。如果铸件顶面的硬壳强度较大，也可能不出现缩凹。

综上所述，在铸件中产生集中缩孔的基本原因，是合金的液态收缩加凝固收缩率远远大于固态收缩率；产生集中缩孔的条件是，铸件由表及里的逐层凝固方式，缩孔集中在最后凝固的部位。

(2) 缩孔的容积

缩孔容积的计算，对确定冒口体积有实际意义。但是，由于影响缩孔容积的因素很多而复杂，提出的许多计算公式差别很大，在生产中的实用价值也都有限。为了分析各种因素对缩孔容积的影响，下面通过缩孔形成过程的分析，并假设：金属恒温下凝固；固态时无相变；铸件各方向均匀冷却。而提出了一简单的理论计算公式：

$$V_{sh}=V_L\left[\alpha_{VL}(t_L-t_S)+\beta_\Sigma-\frac{1}{2}\alpha_{VS}(t_S-t_F)\right]\left(1-\frac{K\sqrt{\tau}}{2R}\right) \tag{3.8-16}$$

式中，V_{sh}为缩孔容积；V_L为型腔中液态金属的体积；α_{VL}、α_{VS}分别为金属的液态体胀系数和固态体胀系数；β_Σ为凝固收缩率；t_L为液态金属的平均温度；t_S为凝固温度；t_F为铸件凝固结束瞬间铸件表面的温度；K为铸件的凝固系数；R为铸件的折算厚度（凝固模数）；τ为浇注时间。

显然，应用上式对缩孔体进行计算，不但复杂，且存在很大困难。但是，通过该式可以清楚地了解各种因素对缩孔体积的影响：

1) 合金的液态体胀系数α_{VL}和凝固收缩率β_Σ越大则缩孔体积就越大。

2) 合金的固态体胀系数α_{VS}越大，铸件的缩孔体积越小。但是，相对液态收缩和凝固收缩而言，固态收缩的影响比较小。

3) 铸型的激冷能力越大，缩孔体积就越小。因为铸型的激冷能力大，就容易形成边浇注边凝固的条件，使金属的收缩在较大程度上被注入的金属液所补充，使实际参加形成缩孔的收缩的液态金属量减小。如果冷却速度使得凝固时间等于浇注时间，铸件就不会出现缩孔。例如连续铸造铸锭中没有集中缩孔。

4) 浇注温度越高，t_L越高，合金液的液态收缩就越大，则缩孔体积越大。但是，有时在有浇冒口系统补缩条件下，提高浇注温度会增加浇冒口的补缩能力。

5) 浇注速度越慢，即浇注时间τ越长，缩孔体积越小。

6) 铸件越厚，当铸件表面形成硬壳以后，内部的金属液温度就越高，液体收缩就越大，则缩孔体积越大。

表3.8-6为几种铁碳合金在一般生产条件下的缩孔率

（缩孔体积/铸件体积）。

表 3.8-6 几种铁碳合金在一般生产条件下的缩孔率

材料	浇注温度/℃	化学成分（质量分数）/%						缩孔率/%	基体组织
		C	Si	Mn	P	S	Mg		
碳钢	1 540	0.24	0.01	0.05	0.05	0.40	—	6.45	铁素体+珠光体
白口铸铁	1 250	2.65	1.10	0.48	0.16	0.090	—	5.70	莱氏体+珠光体
灰铸铁	1 270	3.23	2.93	0.45	0.11	0.032	—	2.56	铁素体+珠光体
灰铸铁	1 290	3.40	4.12	0.60	0.09	0.025	—	1.65	铁素体
球墨铸铁	1 290	3.22	3.70	0.51	0.09	0.010	0.060	5.50	珠光体+铁素体

（3）缩孔的位置

集中缩孔产生在铸件最后凝固的区域，因此，确定缩孔的位置就是确定铸件最后凝固的区域。目前，铸件传热过程的计算机数值模拟已很成熟，在实际生产中确定缩孔和缩松的位置已得到广泛应用。在实践中经常采用等固相线法确定缩孔的位置。

对于结晶温度范围很小的合金，可将凝固前沿视为固－液相的分界线，也是一条等温线，称为等固相线。所谓等固相线法，就是在铸件断面上从冷却表面开始逐层向内绘制等固相线，直到最窄断面上的等固相线接触为止。此时，等固相线不相接连的地方，就是铸件的最后凝固前沿，也就是缩孔的位置。如图 3.8-6 所示。

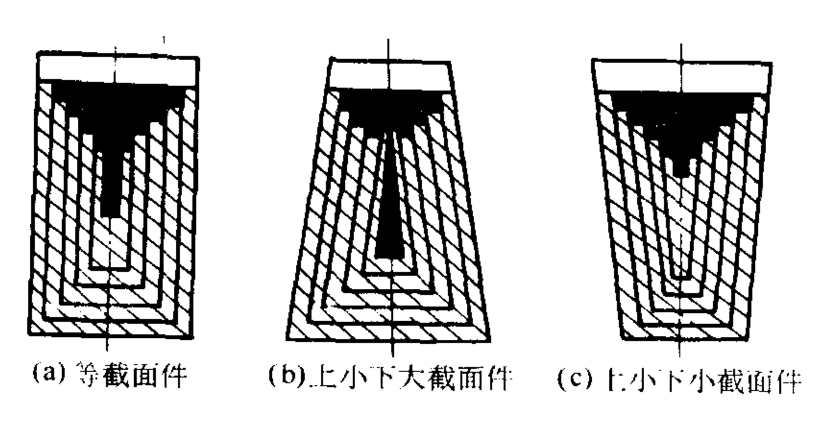


图 3.8-6 用等固相线法确定铸件缩孔位置

用等固相线法确定工字形截面铸件的缩孔位置，如图 3.8-7 所示。图 3.8-7a 是等固相线法确定的缩孔位置。图 3.8-7b 是实际铸件的缩孔位置。如果在铸件底边放置冷铁，由于加大了该处的冷却速度，等固相线上移，缩孔全部集中在铸件上部，如图 3.8-7c 所示，如果冷铁尺寸适当，并在上部设冒口，可以使铸件内部无缩孔，图 3.8-7d。

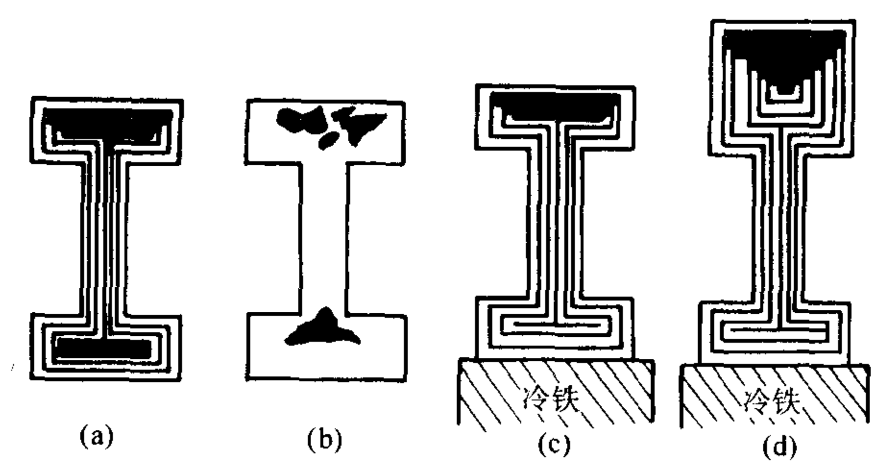


图 3.8-7 冷铁对缩孔位置的影响

若铸件结构上两壁相交之处的内切圆大于相交各壁的厚度，则此处凝固最晚，也是产生缩孔的部位，此处称为热节。此外，铸件厚壁处和内浇道附近，也是凝固缓慢的热节。

2.2 缩松

宏观缩松常分布在铸件壁的轴线区域、厚大部位、冒口根部和内浇道附近。铸件切开后可直接观察到密集的孔洞。显微缩松产生在晶间和分枝之间。图 3.8-8 为一很好补缩的高锰钢铸件中心断面上典型的显微缩松照片。图 3.8-9 为 Al-Cu [w（Cu）＝4.5%] 合金中含气量高时（0.8 mL H_2/100 gAl，浇注温度 825℃，水冷型）产生的球形孔洞及枝晶间的显微缩松。

缩松对铸件的力学性能影响很大，且由于它分布面广，难于补缩，是铸件中最危险的缺陷之一。

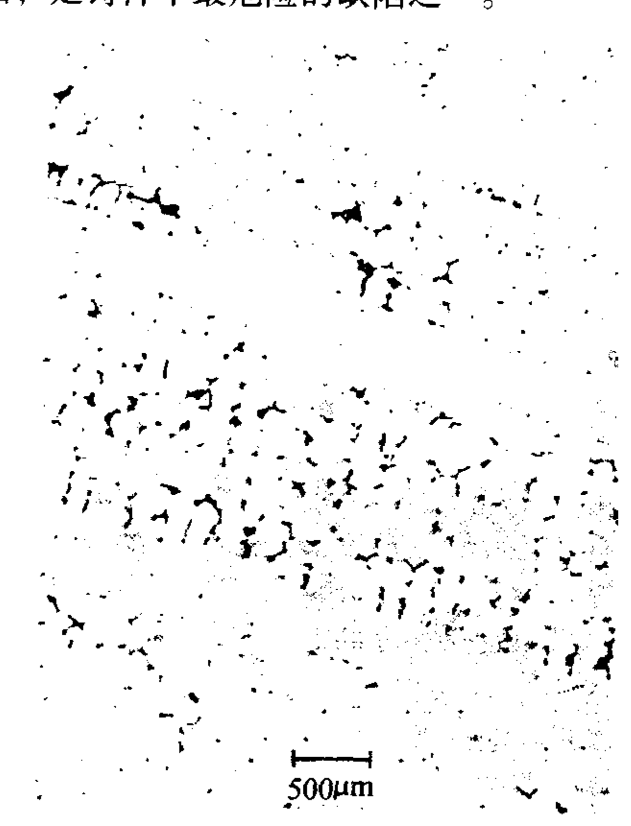
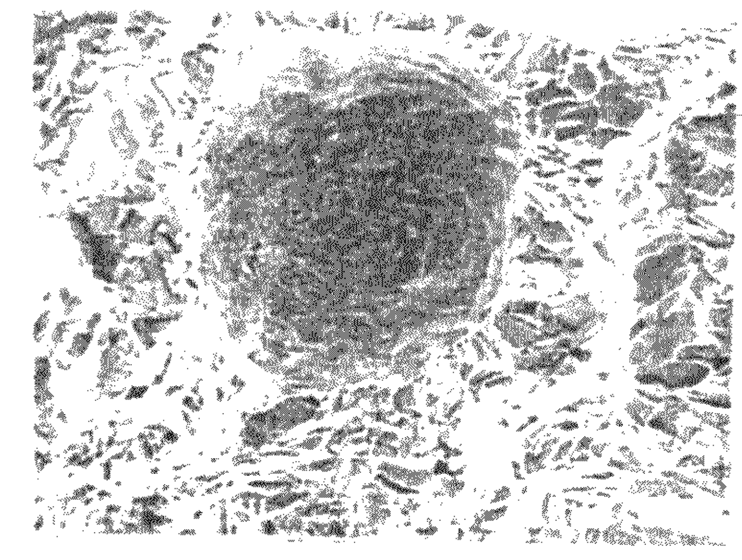


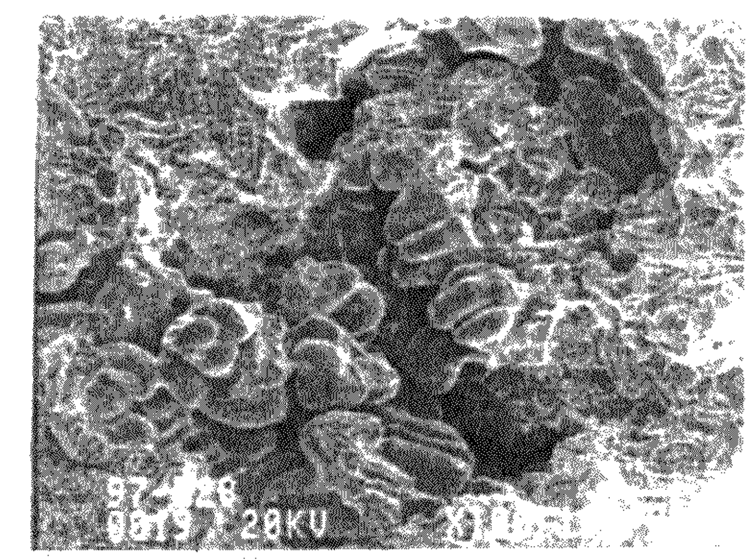
图 3.8-8 很好补缩的高锰钢铸件中心断面上典型的显微缩松照片
[w（Mn）13%－w（C）1.2%，铸件尺寸 22 mm×66 mm×88 mm]

图 3.8-10 为试样抗拉强度的相对值与其缩松的关系。试样是从长 1 100 cm 的 ZG270－500 铸钢板件上切取的，浇注温度1 557℃，干砂型。缩松度是用称量法测定的，强度相对值是该试样的强度与杆件上取的试样强度的比值。杆件在同样条件下浇注，但采取了良好的补缩措施。

从 1950 年以后，人们已生产出航空工业用优质铝合金铸件，明确了显微缩松是影响一系列重要合金力学性能的铸造缺陷之一，必须很好地掌握和消除。

显微缩松影响零件的常规力学性能，尤其是塑性、冲击韧度，而更重要的是强烈地降低了零件在动载荷条件下的抗疲劳性能。同时也降低铸件的气密性和物理化学性能。对于一般铸件往往不作为缺陷。但是，在特殊情况下，如要求铸件有较高的疲劳寿命、气密性、高的力学性能和物理化学性能时，则必须设法减少和防止显微缩松的产生。


(a) 球形孔洞



(b) 枝晶间的显微孔洞

图 3.8-9 Al-Cu [w (Cu) = 4.5%] 合金中的显微缩松

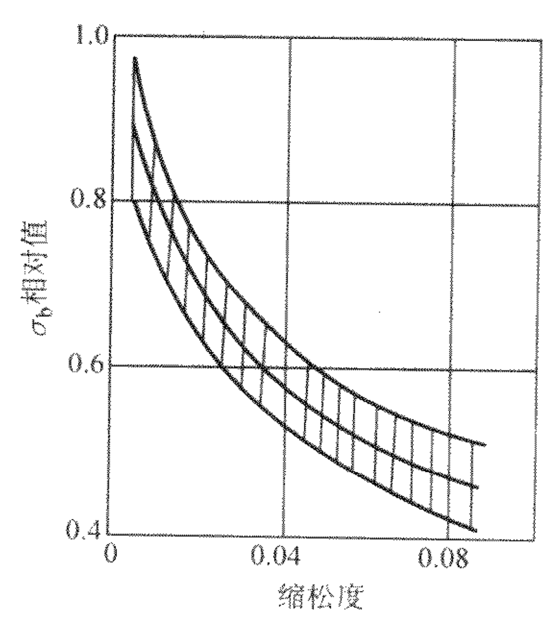


图 3.8-10 ZG35 铸钢相对强度与其缩松度的关系

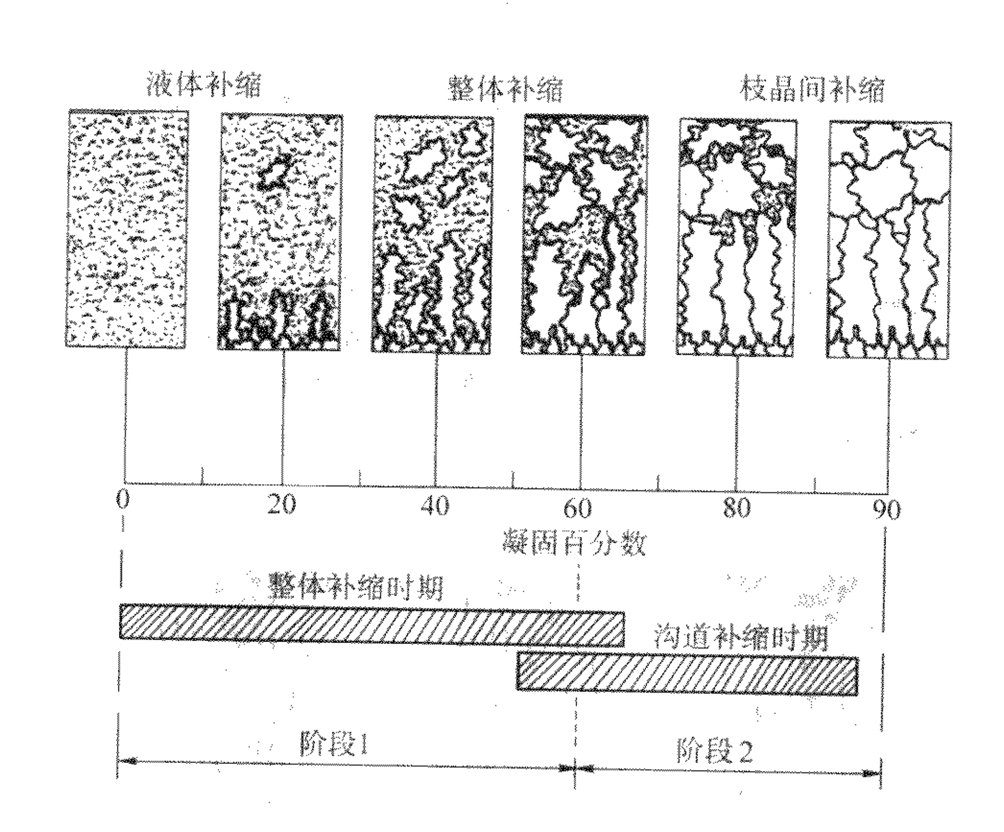


图 3.8-11 宽结晶温度范围合金中的补缩机理

(1) 缩松的形成

缩松是由于合金的收缩和溶解气体的析出两个因素的结合形成的。

1) 合金的收缩因素 补缩主要决定于结晶温度范围及合金的热性质，较大结晶温度范围的合金在凝固时具有较宽的糊状区，很难补缩。低碳及低合金钢，结晶温度范围小，容易补缩。在凝固时建立高的温度梯度通常可以消除缩松或把缩松限制在铸件中心线上。

一般铸件是在非平衡条件下凝固，固相没有足够的时间调整它的成分，即存在一个偏离平衡相图代表固相平均成分的"准固相线"，结果导致显微偏析，这样就扩大了有效结晶温度范围，使补缩困难。因此，分析多组元系列钢凝固时，不能简单地应用二元铁碳相图，应选择恰当的相图。

对较大结晶温度范围的合金，在凝固过程不同时期有三个不同的补缩机理（见图 3.8-11）。

① 液体补缩 在液相线温度以上发生液体自由移动到金属收缩处。纯金属、共晶合金以及低碳钢属于液体补缩。

② 整体补缩（Mass feeding） 在液态金属中首先形成固相晶体，液体与晶体形成浆状一起参加补缩。随着温度的降低，液体中的晶体成为枝晶状，在某一固相分数（30% ~ 70%，决定于合金及凝固速度）枝晶开始彼此互相连接，此时晶体不能跟液体一起移动，形成所谓相互连接的网络。

③ 枝晶间补缩 当相互连接的网络形成以后，液体通过弯曲的、狭窄的枝晶沟道中流动，到某一固相分数，网络达到一临界点，液体很难再补缩孔洞，形成缩松。此临界点决定于晶粒尺寸、合金成分及冷却速度。结晶温度范围大的合金，如高碳钢及很多高合金钢，形成宽的糊状区域，必须考虑在网络形成后的补缩，液流流向收缩处，一直到阻抗形成很大的压力差补缩停止并形成孔洞。

2) 溶解气体析出的因素 在凝固过程中合金溶解的气体析出，形成气孔。有关内容在第7章已讨论，这里不再陈述。需指出的是，分散性的气孔（如析出性气孔、皮下气孔、在凝固后期晶粒或枝晶间析出的气孔）均属于缩松。随着气体含量的减少，收缩占据了孔洞形成过程的主要地位。

(2) 缩松补缩模型

1) 在纯金属和窄结晶温度范围合金（稀合金）中的缩松（沟道模型） Walther 研究了一端带有冒口的圆柱形铸件的中心线收缩。假定液体沟道在铸件中心，随着远离冒口的距离增加此沟道变窄，液体沿沟道流动补偿凝固收缩将受到摩擦的阻碍，随着沟道变窄液体压力降低，当中心线区域压力降到零时，形成缩松。对圆柱形铸件，设中心液体沟道半径为 r，距冒口 L 长度的压力降 Δp 可求出

$$\Delta p = \frac{\rho}{g} \times \frac{64\alpha\beta^4 L^2}{r^4}\left[\frac{1}{2} + \frac{\alpha f L}{3r}\right] \tag{3.8-17}$$

式中，ρ 为液态金属密度；g 为重力加速度；α 为含有金属和铸型材料热性质的常数；β 为凝固收缩系数；f 为摩擦系数。

对半无限板可求出相似表达式。与此表达式相关的孔洞的尺寸和位置在纯金属、去气的 Al、Mg、Sn、Cu 和 Fe 可以精确地求出。

2) 在中等和大结晶温度范围合金中的缩松（多孔介质模型） 对糊状凝固的铸造合金，大部分缩松是在枝晶凝固

时期形成，液态金属必须通过枝晶间弯曲的沟道到达凝固收缩和气体析出区域。这里与液态金属渗入多孔介质的型砂或芯砂有着相似之处。但是对糊状区枝晶网络的渗入是很难控制的，随着凝固的进行，金属液流的渗入越来越困难，最后形成缩松。

铸件中显微缩松形成的条件可用下面的不等式表示

$$p_g + p_S > p_a + \frac{2\sigma}{r} + p_m \tag{3.8-18}$$

式中，p_g 为在某一温度下气体的析出压力；对双原子气体在一定温度下可以写成

$$p_g = \left\{\frac{S_i}{K_L[f_L(1-k)+k]}\right\}^2 \tag{3.8-19}$$

式中，S_i 为气体在液态金属中初始溶解度；$K_L = S_L/\sqrt{p_g}$ 为液体的溶解度常数；f_L 为在糊状区的液相分数；k 为气体在固体和液体中间的分配系数；p_S 为显微孔洞补缩的阻力；对一端设置冒口半径为 R 的圆柱形铸件，距离冒口 L 处的阻力可以写成

$$p_S = \frac{32\eta\gamma'\lambda^2 L^2 \tau^2}{r^4 \pi R^2 n} \tag{3.8-20}$$

式中，η 为液体动力黏度；γ' 为冲力作用修正的凝固收缩；λ 为热流常数，与合金、铸型材料及铸件形状有关；τ 为在糊状区液体沟道弯曲程度；n 为单位面积沟道数量；p_a 为凝固金属上的大气压力；σ 为气－液表面张力；r 为显微孔洞的半径；p_m 为孔洞上的金属压头。

这里是假定没有孔洞形核障碍，这对铸件是合理的，因为它们都是在夹杂或第二相表面形核。可以采用达西定律进行经验计算通过多孔介质的液流和枝晶间的液流量。

Kubo、Pehlke 等人用热动力学处理方法分析认为，液态金属的气体平衡压力超过糊状区某处的"机械"（mechanical）压力 p_{mech} 将形成缩松。在凝固过程中气体溶质排向液体，液体中气体平衡压力增加，形成气核，气核长大要克服机械压力和表面张力的双重作用。这样得到临界气体压力

$$p_g = p_{mech.} + \frac{4\sigma}{d_1 f_L} \tag{3.8-21}$$

式中，d_1 为气核形成处的一次枝晶间距。

他们研究了钢中的缩松，计算不同成分和温度下的 CO 平衡压力，并结合热及液流计算，取得了与 Pellini 测试的碳钢补缩距离数据很好的一致。

（3）缩松的临界判据

Sigworth 和 Wang 提出了与前人根本不同的"几何方法"，他们认为对窄和中等结晶温度范围的合金（如钢），在板或棒型铸件中，其中心或糊状区的形状有一锥形角 2θ（见图 3.8-12），当 θ 小于某一临界值 θ_c 时，将产生缩松。

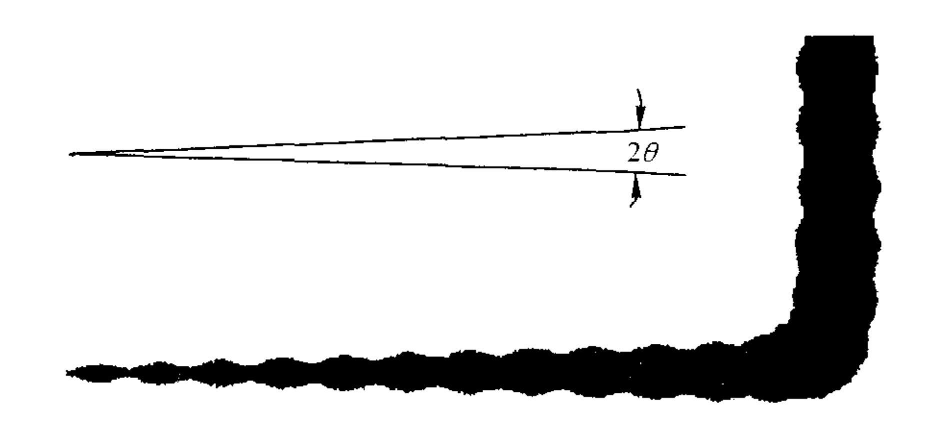


图 3.8-12 补缩通道模型

锥形角由垂直于板面的 x_p 方向与沿着板面朝向冒口的 y_p 方向上的凝固晶前速度分量确定，即 $R_{xp}/R_{yp} = \tan\theta$。可推导出临界角 θ_c 表达式

$$\frac{G_{xp}}{R_{yp}} = \frac{\rho_S H}{2\lambda_1}\tan\theta_c = A\tan\theta_c \tag{3.8-22}$$

式中，R 为凝固晶前速度，$\partial x/\partial t$；G 为温度梯度，$\partial T/\partial x$；ρ_S 为固相金属密度；H 为凝固潜热；λ_1 为金属热导率；A 为常数，对铝等于 300℃·s/mm²；对钢等于 3 100 ℃·s/mm²。对钢，$\theta_c = 2.5° \sim 50°$ 与 Pellini 测试的补缩距离数据很好的一致。为了避免中心线缩松，假定 θ_c 为 1°，另一种临界条件表达形式，

$$G_{xp} \geq \frac{A}{\sqrt{t_c}} \tag{3.8-23}$$

式中，t_c 为局部凝固时间。

宽结晶温度范围的合金，在凝固过程中没有明确的凝固壳，整个铸件处于糊状区。因而上述的几何方法不能完全适用，Sigworth 和 Wang 采用一修正因子 ψ，使其扩大应用于这些合金，临界角可表达为

$$\frac{G_{xp}}{R_{yp}} = \psi A\tan\theta_c \tag{3.8-24}$$

式中，$\psi = [L + (T_L - T_S)/G_{yp}]/L$；$L$ 为板厚度的一半；T_L、T_S 为合金的液相线和固相线温度。

应用式（3.8-24），假定 θ_c 对板形铸件为 2°；对棒形铸件为 12°，防止缩松的临界温度梯度 G_{xp} 见表 3.8-7。

表 3.8-7 不同合金系防止缩松的临界温度梯度

合　金	T_L	T_S	ΔT	铸件断面尺寸形状	临界 G_{xp}/℃·m⁻¹	
	℃				计算值	测试值
钢［w（C）=0.3%］	1 514	1 477	37	5 cm 板	40	40
				10 cm 棒	240	240
85Cu-5Sn-5Pb-5Zn	1 010	854_E	156	5 cm 棒	260	200
88Cu-8Sn-4Zn	1 000	854_E	146	10 cm 棒	280	175
Al-Si［w（Si）=7%］	618	577_E	41	2 cm 板	85	100 ~ 150

续表 3.8-7

合金	T_L	T_S	ΔT	铸件断面尺寸形状	临界 G_{xp}/℃·m^{-1}	
	℃				计算值	测试值
Al-Cu [w(Cu) =4.5%]	650	570 548_E	80	5 cm 板	190	400
				5 cm 棒	850	650
Al-Mg [w(Mg) =7%]	619	550 450_E	69	5 cm 板	105	110~375
				2.5 cm 板	240	110~490
Mg-6Al-3Zn	605	<550	>55	1.9 cm 板	270	-400

注：E—共晶。

从表 3.8-7 中可以看到有些结果不理想，这是由于在铸件凝固以前冒口已充满枝晶，一般像青铜或大多数铝合金，液态金属补缩铸件必须通过冒口中枝晶间吸入，而这必须克服较大的表面张力的作用，事实上，当冒口中枝晶相互连接(约在 1/3 固相分数）补缩即停止。这时应利用“补缩作用因子”进行控制，它等于铸件凝固时间与冒口根部凝固时间之比。由此可知，宽结晶温度范围合金的棒或板铸件避免缩松，必须满足两个条件：

① 满足“几何”临界条件；

② 保持冒口中金属处于液态。

目前，计算机数值模拟已应用到对复杂铸件凝固过程中缩松形成的预测，出现了各种形式的临界函数判据。较普遍的是 Niyama 判据：

$$[\mathrm{Niy}] = \frac{G}{\sqrt{\frac{\partial T}{\partial t}}} = \sqrt{\frac{G}{R}} \tag{3.8-25}$$

式中，G 和 R 都垂直于凝固界面（由等固相线确定）；$|G| = \sqrt{(G_{xp}^2 + G_{yp}^2 + G_{zp}^2)}$；$\partial T/\partial t = GR$，为冷却速度。

Niyama 和他的同事对铸钢件作了大量实验及计算机模拟，得出[Niy] = 0.8，即当[Niy] < 0.8 时出现缩松。

有关计算机数值模拟预测缩松的详细内容将在第 3 篇中讨论。

(4) 孔洞度

缩松一般用孔洞度来表征

$$H = \frac{\rho_0 - \rho_1}{\rho_0} \times 100\% \tag{3.8-26}$$

式中，H 为孔洞度；ρ_0 为金属的理论密度；ρ_1 为试样密度。

图 3.8-13 表示圆柱形铸件中的等孔洞度曲线。比较图 3.8-13a 和图 3.8-13b 可以看出以孔洞度表示的显微缩松与浇注温度的关系。等孔洞度缺陷与等凝固线基本相一致。提高浇注温度，孔洞度增加。

图 3.8-13c 和图 3.8-13d 所示为气体含量对孔洞度的影响。含气量增加，断面上孔洞度增加，且孔洞度的梯度变小，即孔洞度在铸件断面上趋于均匀。

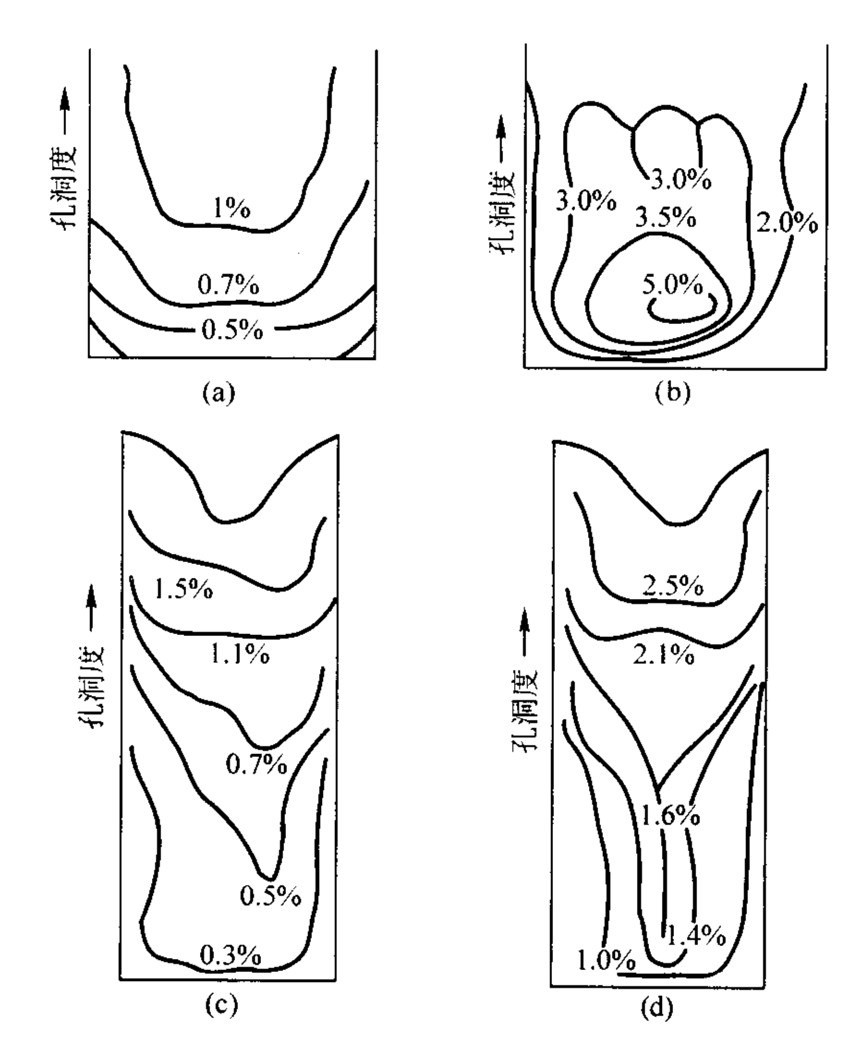


图 3.8-13 圆柱形铸件中的等孔洞度曲线

Al-Cu [w(Cu) =4.5%] 合金：(a) 浇注温度 700℃，型温 25℃
(b) 浇注温度 950℃，型温 25℃

Al-Si8 [w(Si)%] 合金：(c) 含 0.3 mLH_2/100 g，水冷型
(d) 含 0.45 mLH_2/100 g，水冷型

2.3 灰铸铁和球墨铸铁铸件的缩孔和缩松

(1) 灰铸铁和球墨铸铁凝固特点

灰铸铁和球墨铸铁在凝固过程中因析出石墨而发生体膨胀，使它们的缩孔和缩松的形成比一般合金复杂。

表 3.8-8 所示为亚共晶灰铸铁和球墨铸铁的成分及临界温度。图 3.8-14 是该两种铸铁件的凝固进程曲线（铸件为 178 mm × 178 mm 方断面杆件，砂型铸造）。

表 3.8-8 亚共晶灰铸铁和球墨铸铁的临界温度

铸铁	成分（质量分数）/%				液相线温度/℃	奥氏体结晶温度范围/℃	共晶转变开始温度/℃	共晶转变终了温度/℃	共晶转变温度范围/℃
	C	Si	Mn	CE					
灰铸铁	3.04	1.39	0.53	3.50	1 252	98	1 154	1 143	11
球铁	2.78	2.24	0.49	3.62	1 238	91	1 147	1 116	31

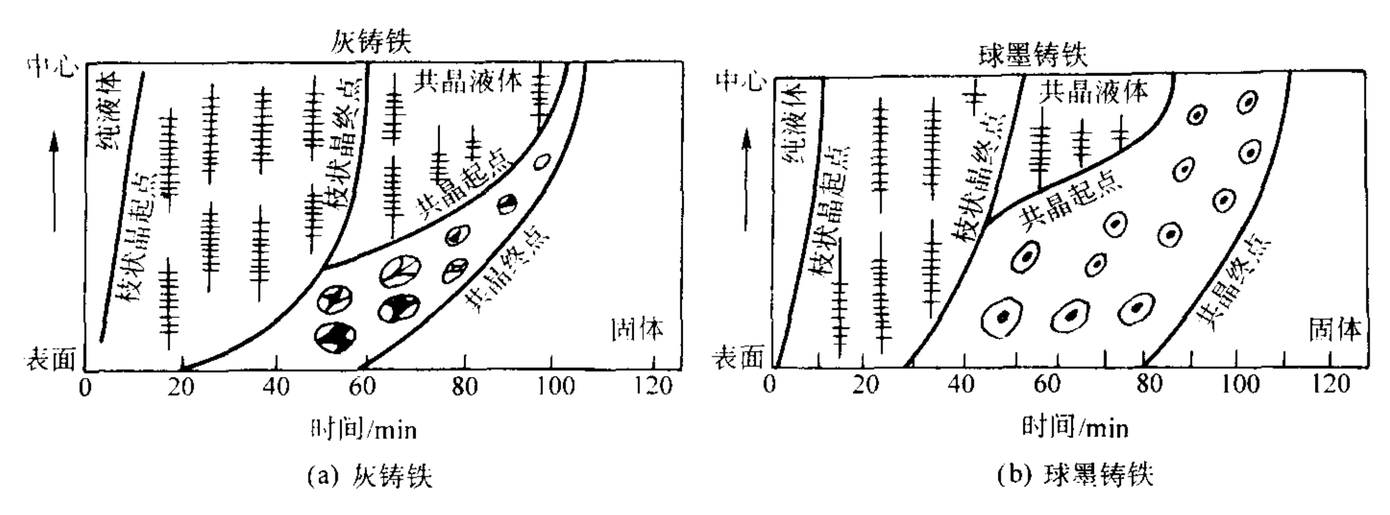


图 3.8-14　亚共晶灰铸铁和球墨铸铁的凝固进程曲线

铸件为 178 mm×178 mm 方断面杆件，砂型

亚共晶铸铁的凝固过程可以分为两个阶段：从液相线到共晶转变开始温度，析出奥氏体晶体（γ 枝晶），这阶段很像碳钢；从共晶转变开始温度到共晶转变终了温度，发生 γ + 石墨的共晶转变。在凝固进程曲线上与此两阶段相对应有两组曲线："γ 始点" - "γ 终点" 和 "共晶始点" - "共晶终点"。

凝固进程曲线表明，两种铸铁中初生 γ 枝晶的凝固过程十分相似。浇注后约经 12 min，枝晶的凝固始点到达铸件中心。在此后 20 min 时间内 γ 枝晶继续长大，整个铸件处于糊状凝固状态。大约在浇注后 30 min γ 枝晶终点从铸件表面向中心移动。在 55 min 后，中心部分的枝晶凝固完毕，在枝晶之间是共晶液体。这是凝固的第一阶段。

在靠近铸件的表面，共晶转变的潜热能够很快传出，当枝晶凝固一完成就立即开始共晶凝固，而使两条曲线在此重合。在铸件内部，由于共晶转变的潜热不易传出，枝晶间的液体约经过 47 min 之久，才开始共晶凝固。随着共晶终点自型壁逐步推至铸件中心，凝固即告结束。

两种铸铁的共同点是，γ 枝晶始点都迅速到达中心，使铸件长期处于凝固状态，而且 γ 枝晶具有很大的连接成骨架的能力，使补缩难于进行。所以，两种铸铁都有产生缩松的可能性。但是，由于它们的共晶凝固阶段有很大差别，最后得到的结果是不同的。不同点主要表现在以下两个方面。

1）灰铸铁的共晶始点和共晶终点的距离较小，共晶凝固近似于逐层凝固方式。球墨铸铁的共晶始点和共晶终点的距离比灰铸铁的大得多，共晶凝固近似于宽结晶温度范围合金的体积凝固方式。图 3.8-15 是图 3.8-14 铸件断面上在凝固进程后期某时刻的凝固情况示意图。由图 3.8-15a 可以看出，灰铸铁铸件表面已有完全凝固的外壳，并且共晶凝固区域较窄；而球墨铸铁（见图 3.8-15b）在凝固后期铸件表面没有完全凝固外壳，共晶凝固区域很宽，表现出体积凝固方式。两种铸铁共晶凝固的上述差别，已被试验证实。

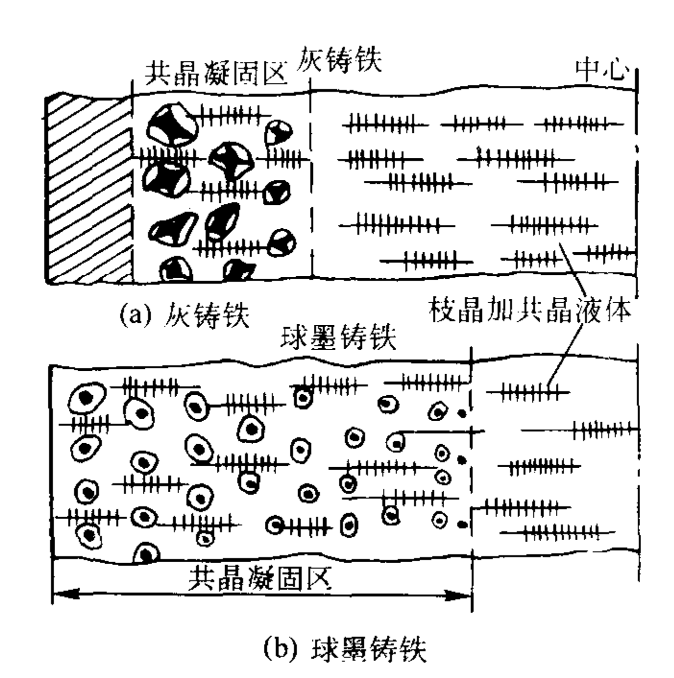


图 3.8-15　亚共晶灰铸铁和球墨铸铁铸件断面上某时刻的凝固示意图

2）两种铸铁在共晶凝固阶段都析出石墨而发生体积膨胀。但是，由于它们的石墨形态和长大机理不同，石墨化的膨胀作用对合金的铸造性能有着截然不同的影响。

在灰铸铁共晶团中的片状石墨，与枝晶间的共晶液体直接接触的尖端优先长大（见 3.8-16a）。所以片状石墨长大时所产生的体积膨胀大部分作用在所接触的晶界液体上，迫使它们通过枝晶间的通道去补缩 γ 枝晶间的收缩孔洞，从而大大降低了灰铸铁产生缩松的严重程度。这就是灰铸铁的所谓"自补缩能力"。对于一般灰铸铁件可以不需要设置冒口进行补缩。

被共晶 γ 晶体包围的片状石墨，通过碳原子的扩散作用在横向上也要长大，但是速度很慢，石墨片在横向上长大而产生的膨胀力作用在共晶 γ 体上，使共晶团膨胀，并传到邻近的共晶团上或 γ 晶体骨架上，使铸件产生"缩前膨胀"。这种缩前膨胀显然会抵消一部分自补缩效果。但是由于这种横向的膨胀作用很小而且是逐渐发生的，同时因灰铸铁在共晶凝固中期，在铸件表面已经形成硬壳，所以灰铸铁的缩前膨胀一般只有 0.1%～0.2%。此缩前膨胀反而使灰铸铁件缩松倾向减小。

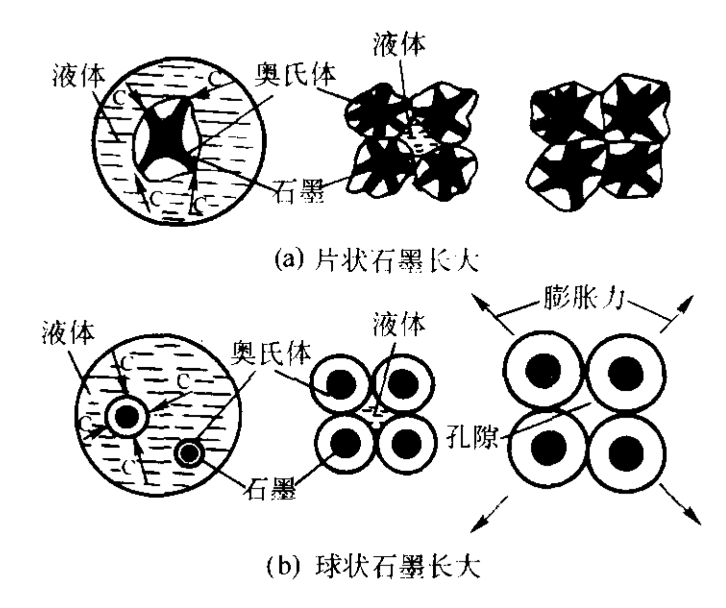


图 3.8-16　亚共晶灰铸铁和球墨铸铁共晶石墨长大特点示意图

从图 3.8-16b 可以看出，球墨铸铁在凝固后期，石墨球长大到一定程度后，四周形成奥氏体外壳，碳原子是通过奥氏体外壳扩散到共晶团中使石墨球长大的。当共晶团长大到互相接触后，石墨化膨胀所产生的膨胀力，只有一小部分作用在晶界液体上，而大部分作用在相邻的共晶团上或奥氏体枝晶上，这种力形成了较大的缩前膨胀。由于铸件表面不具备坚固的外壳，如果铸型刚度不够，膨胀力将迫使型壁外

移。随着石墨球的长大，共晶团之间的间隙逐步扩大，并使铸件普遍膨胀。共晶团之间的间隙就是球墨铸铁的显微缩松，布满铸件整个断面。

铸件的普遍膨胀也使铸件产生宏观缩松。这种缩松一般是由共晶团集团之间的间隙构成的，在铸件断面上可以直接观察到。所以，球墨铸铁件产生缩松的倾向性很大。如果铸件厚大，球墨铸铁的缩前膨胀也会导致铸件产生缩孔。所以，球墨铸铁件一般要设置冒口进行补缩。

如果铸型刚度足够大，石墨化的膨胀力有可能将缩松压合，在这种情况下，球墨铸铁也可看作具有“自补缩”能力。这是球墨铸铁件实现无冒口铸造的基础。

综上所述，灰铸铁和球墨铸铁的缩孔和缩松的总体积可用下式表示

$$V_{缩总} = V_{液缩} + V_{凝缩} - V_{石胀} + V_{型移} \quad (3.8\text{-}27)$$

式中，$V_{缩总}$为缩孔总体积；$V_{液缩}$为液态收缩体积；$V_{凝缩}$为凝固收缩体积；$V_{石胀}$为石墨化体积膨胀；$V_{型移}$为型壁移动增加的缩孔体积。

(2) 影响灰铸铁和球墨铸铁缩孔和缩松的主要因素

1) 铸铁的成分　对于亚共晶灰铸铁，碳当量增加，共晶石墨的析出量增加，$V_{石胀}$就增大，有利于消除缩孔和缩松。

共晶成分灰铸铁以逐层方式凝固，倾向于形成集中缩孔。但是，共晶转变的石墨化膨胀作用，能抵消或超过共晶液体的收缩，铸件中不产生缩孔，甚至使冒口和浇口的顶面鼓胀起来。

对碳当量超过4.3%的过共晶铸铁，由于碳当量过高，铁液中出现石墨化漂浮，反而使石墨化析出量减少。

对于球墨铸铁，碳当量大于或等于3.9%时，充分孕育，增加铸型的刚度，并且创造同时凝固的条件，即可实现无冒口铸造，获得健全的铸件。

对缩孔和缩松体积影响较大的是残留镁量，镁阻碍石墨化，使$V_{石胀}$减小。因此，对于球墨铸铁，应尽可能降低残留镁量。

2) 铸型刚度　铸铁在共晶转变发生石墨化膨胀时，型壁是否迁移，是影响缩孔体积的重要因素。铸型的刚度大，缩前的膨胀就小，缩孔体积相应减小，见表3.8-9。

表3.8-9　不同刚度铸型浇注的球墨铸铁试样比较

铸型种类	铸型平均硬度	铸件尺寸相对于型腔尺寸的变化/mm	收缩缺陷占铸件体积的比例/%
湿砂型	75	+0.40	8.5
干砂型	88	+0.35	3.4
水泥型	94	-0.05	0.2

注：铸型硬度是用湿砂型硬度计测得。

2.4　防止铸件产生缩孔和缩松的途径

(1) 顺序凝固和同时凝固

防止铸件中产生缩孔和缩松的基本原则是针对该合金的收缩和凝固特点制定正确的铸造工艺，使铸件在凝固过程中建立良好的补缩条件，尽可能地使缩松转化为缩孔，并使缩孔出现在铸件最后凝固的地方。这样在铸件最后凝固的地方安置一定尺寸的冒口，使缩孔集中在冒口中，或者把浇口开在最后凝固的地方直接补缩，即可获得健全的铸件。

使铸件在凝固过程中建立良好的补缩条件，主要是通过控制铸件的凝固方向使之符合“顺序凝固原则”。

1) 顺序凝固　铸件的顺序凝固原则是采用各种措施保证铸件结构上各部分，按照远离冒口的部分最先凝固，逐渐靠近冒口部分，最后才是冒口本身凝固的次序进行，也即在铸件上远离冒口或浇口的部分到冒口或浇口之间建立一个递增的温度梯度，如图3.8-17所示。铸件按照顺序凝固原则进行凝固，能保证缩孔集中在冒口中，获得致密的铸件。

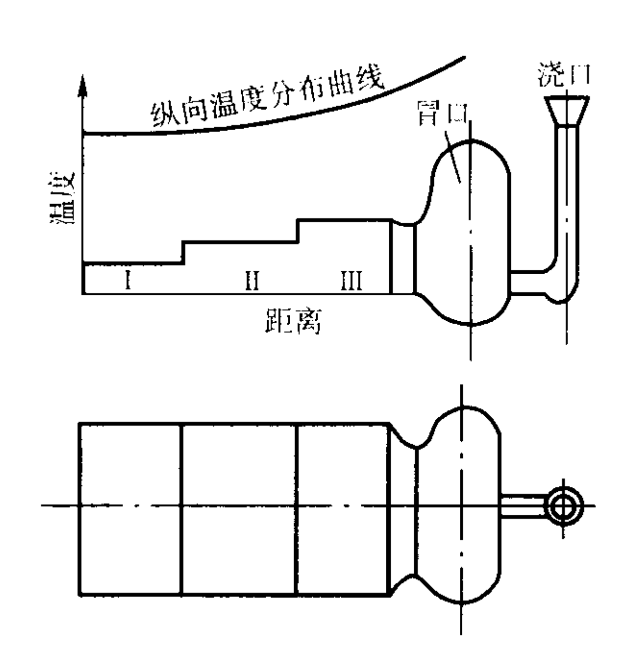


图3.8-17　顺序凝固原则示意图

逐层凝固方式是指铸件某一断面上，先在铸件表面形成硬壳，然后它逐层向铸件中心增厚，铸件中心最后凝固。因此，顺序凝固和逐层凝固是两个不同的概念。

铸件的结构，以及由铸造条件所形成的温度场，是决定铸件凝固方向倾向的主要因素，如按顺序凝固原则浇注一板形铸件（见图3.8-17）。金属液从冒口端注入，这样必然形成如图所示的纵向温度分布。若铸件断面以逐层方式凝固，在远离冒口的铸件末端，金属液温度低并受端部铸型的激冷作用，冷却快，凝固壳厚；而铸件靠近冒口部分，金属液温度高，冷却慢，凝固壳薄。这样，必然在凝固区域形成一个随铸件位置和时间变化的楔形补缩通道，如图3.8-12所示，此楔形夹角称为“补缩通道扩张角2θ”，使冒口中的金属液有可能补缩到凝固区域中。2θ角越大，则补缩通道越宽。

因此，顺序凝固的实质是采取各种措施，保证铸件在整个凝固过程中始终存在着和冒口连通的“补缩通道”，使冒口能发挥补缩作用。

在铸件中，凝固区域与铸件壁中心线相交的线段为“补缩困难区μ”。凝固区域越宽、扩张角2θ越小，补缩困难区越长（见图3.8-18）。在相同的2θ角条件下，结晶温度范围较宽的合金，就不容易实现补缩。

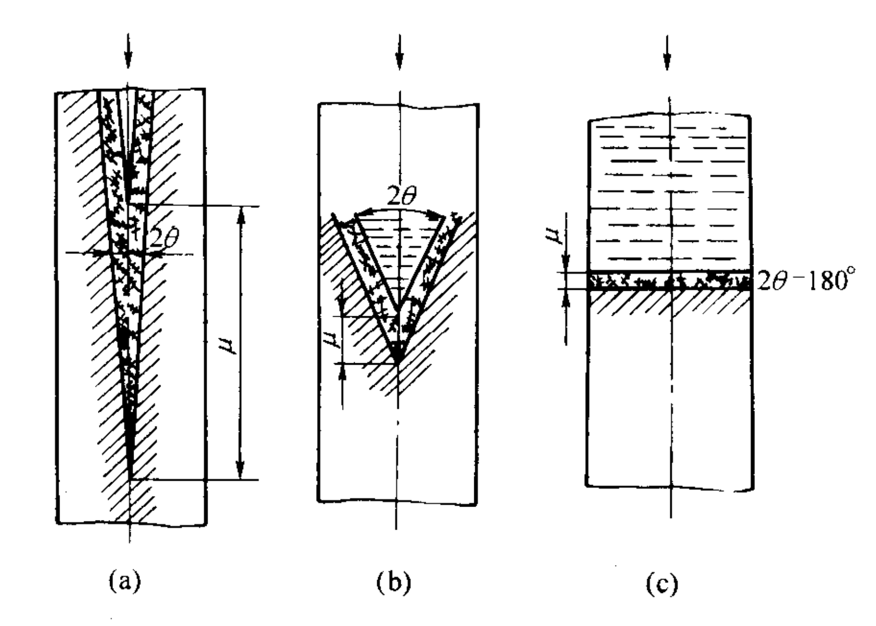


图3.8-18　扩张角2θ对补缩困难区的影响

顺序凝固的优点是，冒口补缩作用好，可以防止缩孔和缩松，铸件致密。因此，对凝固收缩率大，结晶温度范围较小的合金，常采用这个原则以保证铸件的质量。

2) 同时凝固　同时凝固原则是采取工艺措施保证铸件

结构上各部分之间没有温差或温差尽量小，使各部分同时凝固；如图 3.8-19 所示。在同时凝固条件下，扩张角 2θ 等于零，没有补缩通道。

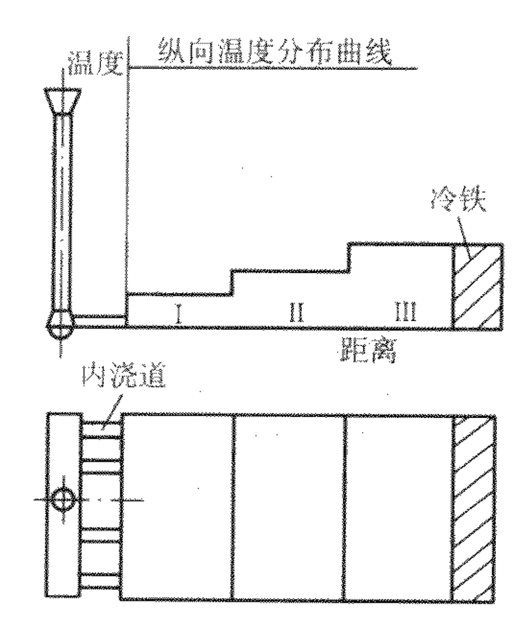


图 3.8-19　同时凝固原则示意图

同时凝固原则的优点是，凝固时铸件热裂倾向性小，凝固后也不易引起应力和变形；由于不用冒口或冒口很小，节省金属、简化工艺、减小劳动量。缺点是铸件中心区域往往出现缩松，铸件不致密。因此，这种原则一般用于以下情况：

① 碳、硅含量高的灰铸铁，其凝固体收缩较小，甚至不收缩，合金本身就不易产生缩孔和缩松。

② 结晶温度范围大，容易产生缩松的合金（如锡青铜），对气密性要求不高时，可采用同时凝固原则，使工艺简化。事实上，这种合金即使加冒口也难于消除缩松。

③ 壁厚均匀的铸件，消除缩松有困难，应采取同时凝固原则。

④ 球墨铸铁铸件利用石墨化膨胀力实现自身补缩时，则必须采用同时凝固原则。

⑤ 从合金性质看，适宜采用同时凝固原则的铸件是，当热裂、变形成为主要矛盾时，也可以采用同时凝固原则。

应该指出，两种凝固原则在凝固顺序上虽然是对立的，但是在某个具体铸件上又可以将两者结合起来。铸件结构一般比较复杂，例如，从整体上看某个铸件壁厚均匀，但个别部位有热节。所以，不能简单地采用顺序凝固或同时凝固原则，而往往是采用复合的凝固原则。也即从整体上是同时凝固，为了个别部位的补缩，铸件局部是顺序凝固，或者相反。

为使铸件实现顺序凝固或同时凝固，可采取下列工艺措施。

① 正确布置浇注系统的引入位置，确定合理的浇注工艺。

② 采用冒口。

③ 采用补贴。

④ 采用具有不同蓄热系数的造型材料或冷铁。

有关上面四点的内容，将在铸造工艺部分讨论。

(2) 加压补缩

显微缩松或显微气孔分布在枝晶和分枝间，孔洞细小弯曲，充满气体，且分布于铸件整个断面上，采用一般工艺措施很难消除。

将铸型置于压力罐中，浇注后迅速关闭浇注孔，使铸件在压力下凝固，可以消除或减轻显微缩松的程度。增加压力能产生以下的作用。

1）在压力下可以减少或抑制溶解于金属液中气体的析出，从而减轻显微缩松的形成。

2）压力对金属液的“挤滤作用”。压力可以使金属液流克服各种阻力，挤过树枝晶的狭小通道，对细小孔洞进行补缩。挤滤的金属量可用下式表示：

$$G=\frac{K}{\eta}\times\frac{p_{挤}}{l}A\tau \tag{3.8-28}$$

式中，G 为挤滤的金属量；K 为与铸件形状和浇注工艺有关的系数；η 为金属的动力黏度；l 为挤滤深度；τ 为挤滤时间；A 为挤滤面积；$p_{挤}$ 为挤滤压力。

当铸件形状、浇注工艺和合金成分确定后，G 与压力成正比。细孔洞断面积越大，补缩效率越好。所以，加压补缩对消除宏观缩松效果更好。l 与铸件的凝固区域的大小有关，体积凝固比逐层凝固更难于补缩。

3）铸件产生塑性变形的作用。金属在高温时（如固相线附近）强度很低，在压力下容易发生塑性变形，使内部显微孔洞压合。

建压时间对补缩效果有很大的影响。建压越早，补缩效果越好。

此外，机械振动、磁场、离心力等对消除显微缩松也有一定效果。

(3) 减少低熔点夹杂物

低熔点夹杂物如 S、P 夹杂物，降低了实际固相线温度，使凝固糊状区长度增加，补缩困难。

(4) 减少气体形成倾向

包括金属溶解的气体、液态金属的去气措施、低紊流充型以及铸型或型芯的水分、排气情况等。

(5) 铸件的浇注位置

在铸型中将铸件关键部位放置在最下端，增加金属压头，提高补缩能力。

(6) 热等静压（HIP）

通过热等静压消除小型铸件的缩松，此方法已应用于超合金和钛合金铸件上。

3　铸件的热裂

3.1　概述

热裂是铸件生产中最常见的铸造缺陷之一，热裂的外观特征如图 3.8-20 所示，裂纹表面呈氧化色（铸钢件裂纹表面近似黑色，铝合金呈暗灰色），不光滑，可以看到树枝晶（见图 3.8-21）。热裂纹是沿晶界产生和发展的（见图 3.8-22），外形曲折。

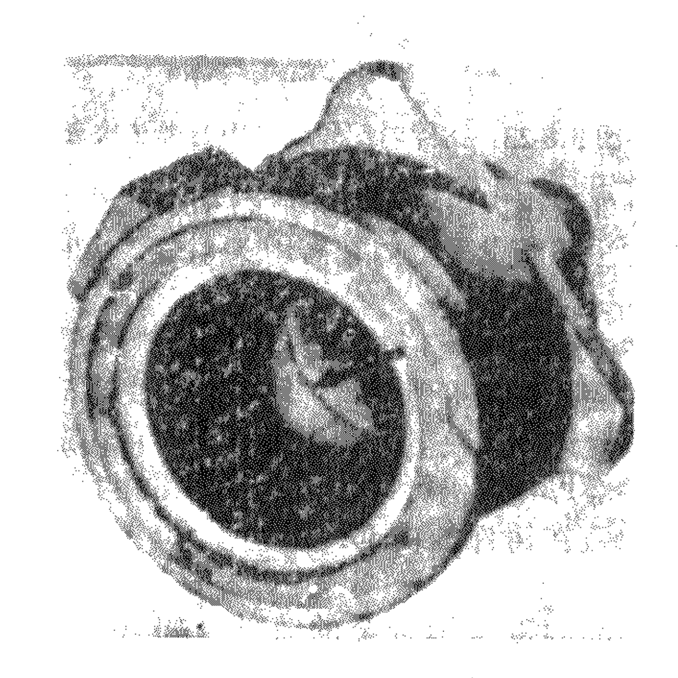


图 3.8-20　铸件热裂纹的外观特征

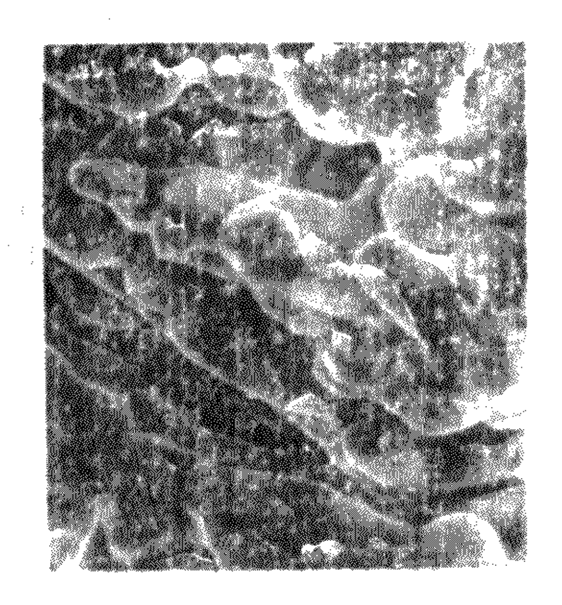


图 3.8-21　热裂纹的断口形貌

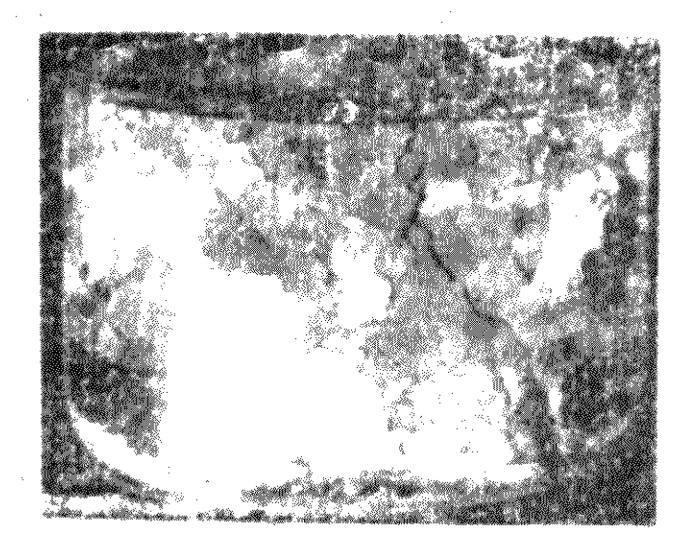


图 3.8-22　热裂纹沿晶界形成

热裂分为外裂和内裂。在铸件表面可以看到的裂纹为外裂，其表面宽，内部窄，有时贯穿铸件整个断面。外裂常产生在铸件的拐角处、截面厚度有突变或局部冷凝慢且在凝固时承受拉应力的地方。内裂产生在铸件内部最后凝固的部位，也常出现在缩孔附近或缩孔尾部（见图 3.8-23）。



图 3.8-23　铸件内部裂纹（用透视法检查）

大部分外裂用肉眼就能观察到，细小的外裂需用磁力探伤或其他方法才能发现；内裂需用X射线、γ射线或超声波探伤检查。

在铸件中存在任何形式的热裂纹都严重损害其力学性能，使用时会因裂纹扩展使铸件断裂，发生事故。因此，任何铸件皆不允许有裂纹。外裂容易发现，若铸造合金焊接性能好，铸件经焊补后仍可以使用；若焊接性能差，铸件则报废。内裂隐藏在铸件的内部，不易发现，故它的危害性更大。

对宽结晶温度范围合金的铸件（如 Al-Cu、Al-Mg、Al-Zn-Mg 系列合金）往往具有高的热处理后的强度和塑性，但由于有较大的热裂倾向性而限制了它们的应用范围。

因此，了解和分析热裂的形成过程及其影响因素，对于防止热裂纹的产生，获得健全铸件具有重要的意义。

3.2　热裂形成的温度范围和形成机理

（1）热裂形成的温度范围

关于热裂形成的温度范围说法很多，但近期的观点已趋于统一，认为热裂是在凝固温度范围内邻近固相线时形成的，此时合金处于固－液态，故又称为结晶裂纹。

图 3.8-24 是采用X射线照像法测得的碳钢铸件形成热裂的温度范围。在铸件凝固过程中，每隔一定时间，在纪录铸件温度的同时，摄取一张X射线底片。图中“○”为产生热裂前一测试时刻所纪录的温度，“×”为在X射线底片上发现裂纹时的温度，热裂纹产生的温度应在○－×之间。图中○－●是硫含量偏高时的情况，△－▲是含磷较高的情况。由图可知，碳钢产生热裂的温度是在固相线附近，且随着硫磷含量的增加而降低。

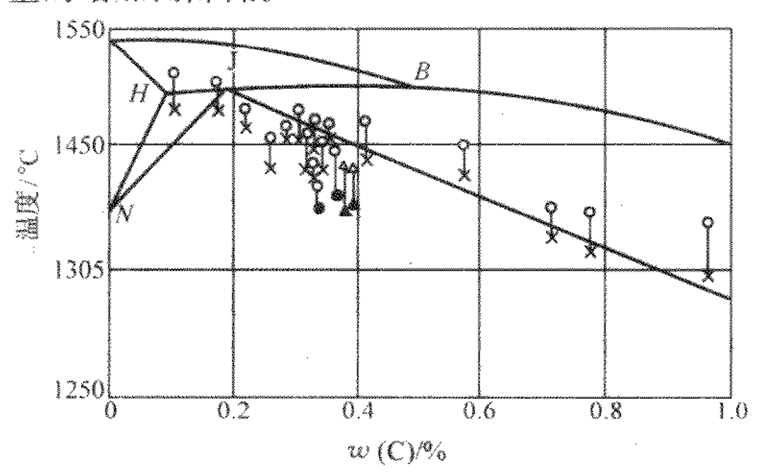


图 3.8-24　碳钢出现热裂纹的温度

必须指出，在铸造条件下，合金的结晶都偏离平衡条件。合金在非平衡条件下结晶时，低熔点物质被排挤到晶界上，形成晶界偏析，使实际固相线温度下移，低于平衡固相线温度。例如，在碳钢中，当硫含量较高时，硫将与 Fe 和 FeO 形成熔点仅为 940℃的三元共晶，存在于晶界上。因此，产生热裂的温度有时虽在平衡固相线以下，但不能认为它是在合金完全凝固以后才形成的。

在实际生产中，铸件的不同部位由于冷却条件和受阻情况不同，应变速率也不同。图 3.8-25 所示为变形速率对热裂纹形成温度的影响。该实验证实了热裂是在固相线以上形成，且其形成温度随应变速率的增加而升高。

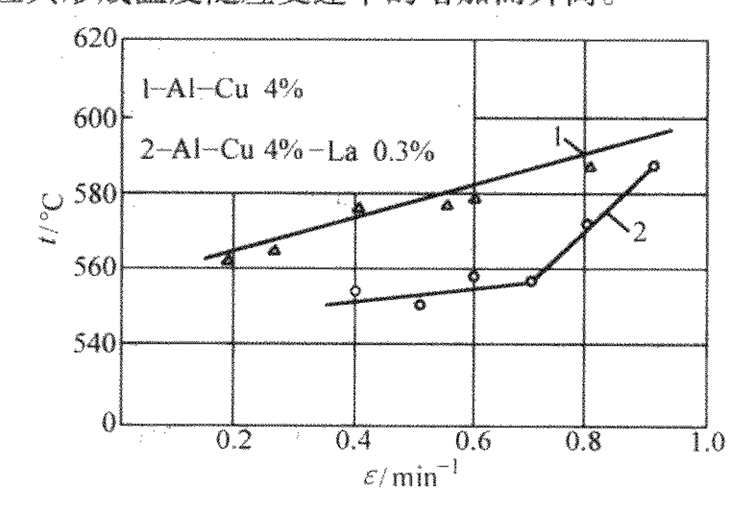


图 3.8-25　应变速率对热裂纹形成温度的影响
（元素含量均为质量分数）

分析热裂纹断口形貌也可推断热裂纹的形成温度范围。在扫描电镜下观察，在热裂纹断口处可以看到树枝晶，枝晶表面有层皱褶（见图 3.8-26）。据此可推断，晶间存在液体，在拉伸作用下，枝晶彼此相互移动，牵动晶间液膜变形、开裂，在凝固收缩时，变形的液体形成皱褶。

因此可以认为，热裂纹是在凝固温度范围内，邻近固相线时形成的，或者说是在有效结晶温度范围形成的。所谓有效结晶温度范围，其上限指合金形成枝晶骨架，线收缩开始

温度；其下限为合金凝固终了的温度。



图 3.8-26　热裂纹断口形貌 Al-Cu [w（Cu）=4.5%] 合金

（2）热裂的形成机理

热裂形成的机理主要有液膜理论和强度理论。

1）液膜理论　研究表明，合金的热裂倾向性与合金结晶末期晶体周围的液体性质及其分布有关。铸件冷却到固相线附近时，晶体周围还有少量未凝固的液体，构成液膜。如果铸件收缩受到某种阻碍，变形主要集中在液膜上，晶体周围的液膜被拉长。当应力足够大时，液膜开裂，形成晶间裂纹。

为便于讨论，以成分为 C_0 的合金为例，将其结晶过程分成以下几个阶段（见图 3.8-27）。

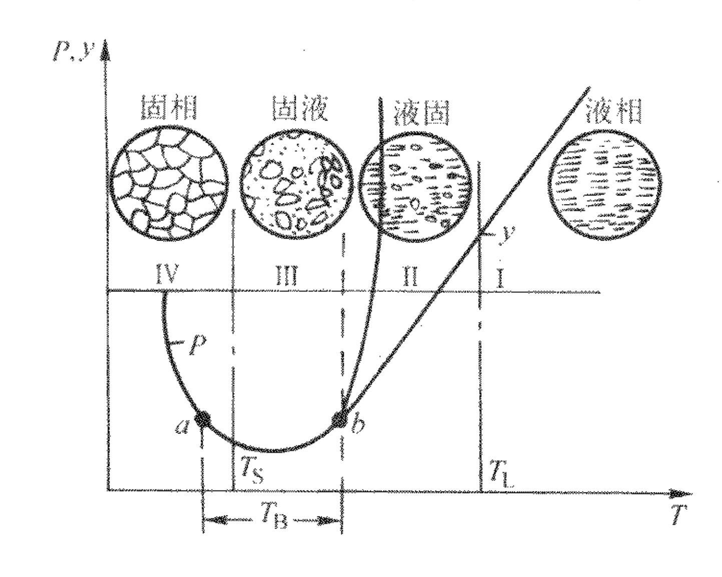


图 3.8-27　合金结晶过程中的流动性及变形能力

Ⅰ—液相区；Ⅱ—液－固态区；Ⅲ—固－液态区；Ⅳ—固相区；P—合金的变形能力；y—合金的流动性；T—温度

第一阶段：合金处于液态，可以流动，不会产生裂纹。

第二阶段：合金的温度已降低到液相线以下，析出固相，初期固相枝晶悬在液体中，未连成骨架，固相能同液体一起自由流动，合金仍具有流动能力，也不产生裂纹。随着温度下降，固相不断增加，相邻晶粒之间开始接触，但液体在晶粒之间仍可以自由流动，若此时有拉应力存在，一旦产生裂纹，裂纹能被液体充填而愈合。此时合金处于液－固态，也不产生裂纹。

第三阶段：合金冷却到液相线以下某一温度后，枝晶彼此接触，连成骨架并不断挤在一起，晶界存在液相但很少，液体流动发生困难。由于晶界结合力很弱，在拉应力作用下极易产生晶间裂纹，裂纹一旦产生又很难被液态金属弥合，因此，在该阶段产生热裂的概率最大。此时合金处于固液态。

第四阶段：合金处于固态，在固相线附近合金的塑性好，在压力作用下，很容易发生塑性变形，形成热裂的概率很小。

合金的热裂倾向性与晶间液体的数量和分布形态密切相关。若晶间液体形成铺展液膜时，热裂倾向性显著增大；若晶间液体呈球状而不易铺展时，合金热裂倾向性明显减轻。

晶间液体的形态受晶界界面张力 σ_{SS} 和固－液界面张力 σ_{SL} 的平衡关系支配，如图 3.8-28 所示。

$$\sigma_{SS}=2\sigma_{SL}\cos\theta \tag{3.8-29}$$

式中，θ 为液体双边角（经测试 θ 变化范围为 10°～110°）。

θ 很小时，液体在晶间铺展成液膜；θ 较大时，液体呈球状。

Wray 应用三维几何模型计算了晶粒表面被液体包围面积的分数与双边角 θ 及凝固时液态体积分数的关系，划出了晶粒表面被液体包围面积的等分数线（见图 3.8-29）。例如，当 $\theta=0$，液体体积分数为 0.21% 时，晶粒表面被液体完全覆盖。

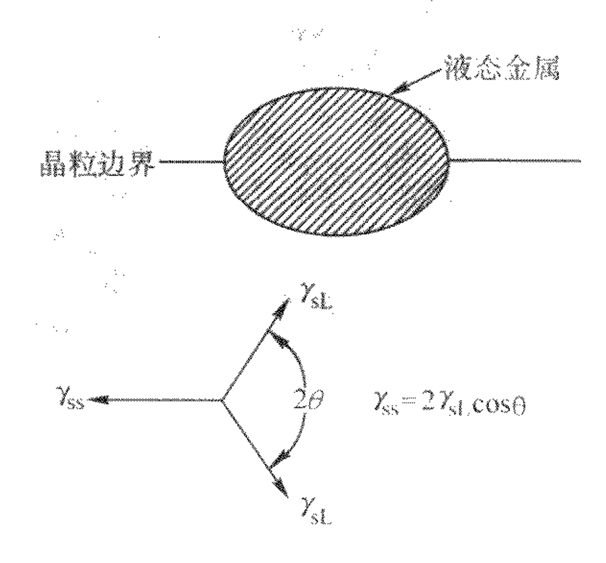


图 3.8-28　半固态金属晶粒边界液体的平衡双边角

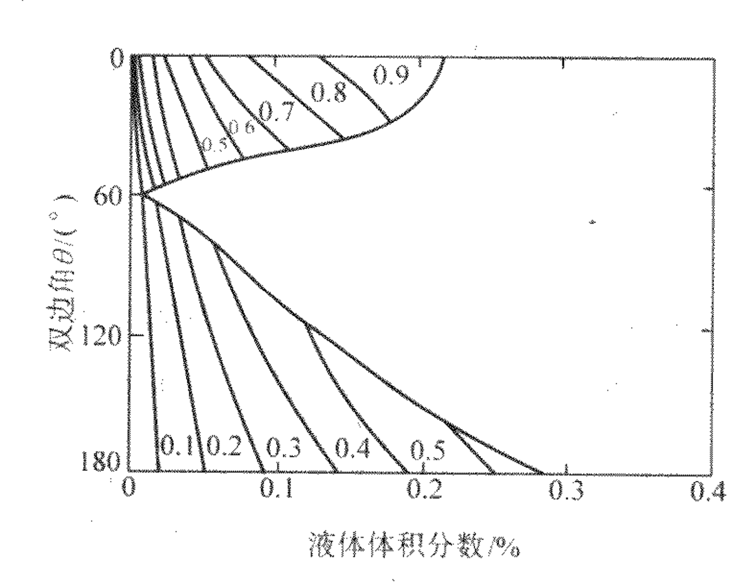


图 3.8-29　晶粒表面被液体包围面积的等分数线与双边角和液体体积分数的关系

当 $\theta=0°$，枝晶间液体铺展成液膜，其界面张力将两侧的固态枝晶吸附在一起。液膜的结合力很低，很小的应力就可使晶间移动，最后形成裂纹（见图 3.8-30）。

上述热裂的形成过程可用图 3.8-31 所示的模型加以解释。设晶间存在厚度为 δ 的液膜，铸件收缩受阻时，液膜两侧的固相枝晶被拉开，如果晶间液体与外界液体相通，液膜端部始终呈平面，不会产生裂纹，如图 3.8-31a 所示。若液膜与外界液体隔绝（见图 3.8-31b），液膜表面形成曲率半径为 r 的凹面，在表面张力作用下，始终存在一个与外界应力相平衡的附加压力 p，其表达式为

$$p=-\frac{\sigma}{r} \tag{3.8-30}$$

式中，σ 为液体的表面张力；r 为液膜凹面的曲率半径。

随着外界作用在晶粒上的应力增大，液膜不断被拉开，r 变小，由式（3.8-30）可知，附加压力 p 升高。当 r 等于液膜厚度一半时，r 最小，p 达到最大值。液膜再继续变形，r 再度变大，p 值下降，平衡条件遭到破坏，液膜两侧的晶粒急剧分开，形成热裂纹。

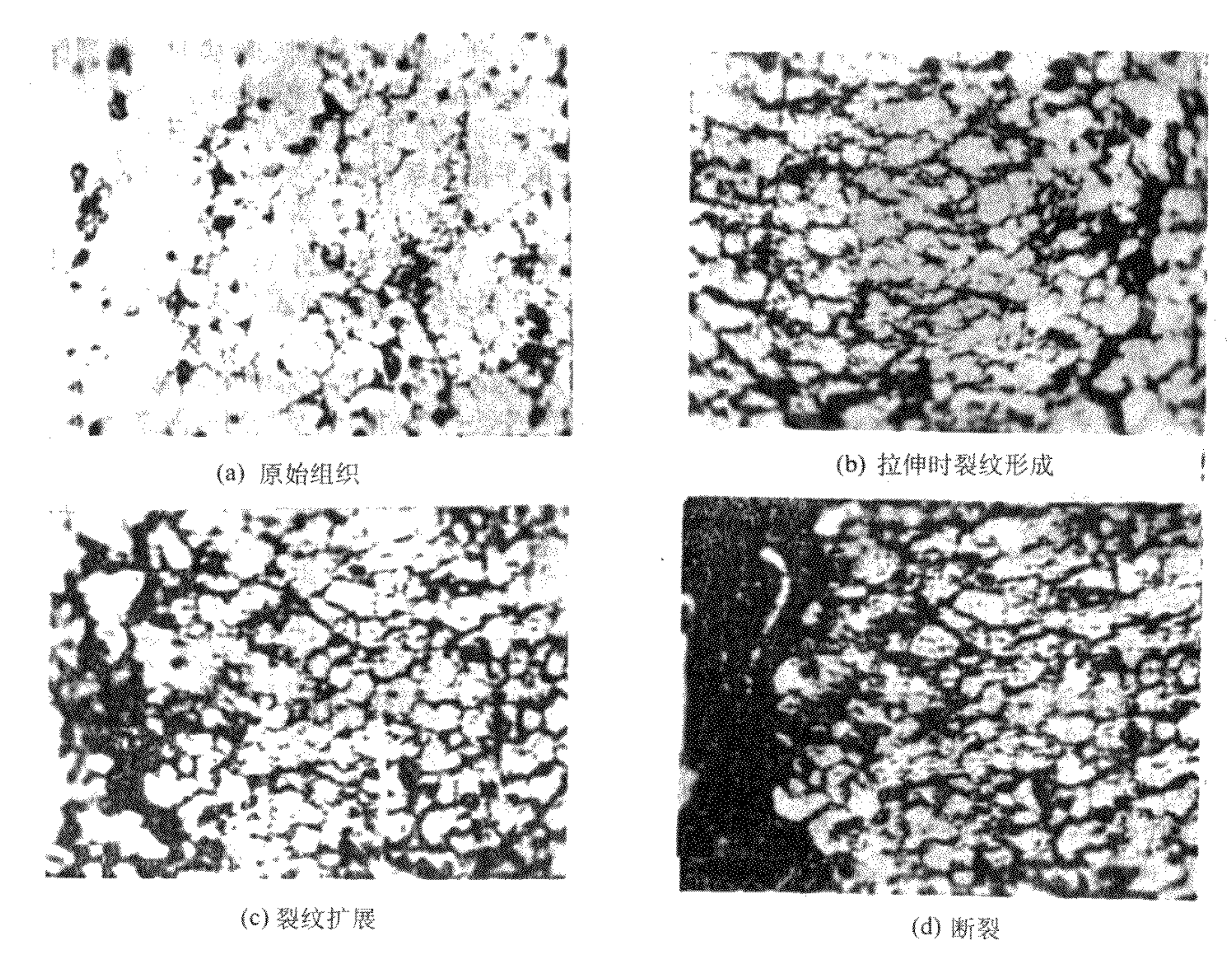

(a) 原始组织　(b) 拉伸时裂纹形成　(c) 裂纹扩展　(d) 断裂

图 3.8-30　拉伸时裂纹形成过程（Al-w（Cu）4%，610℃）

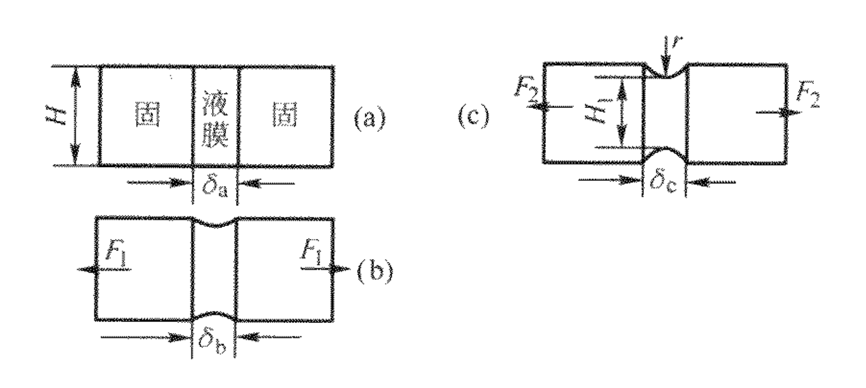


图 3.8-31　拉伸应力、表面张力与液膜厚度之间的关系

可见，晶间液膜的表面张力和其厚度对合金抗裂性的影响甚大。液膜的表面张力与合金化学成分有关，液膜厚度取决于晶粒的大小、铸件的冷却条件和低熔点组成物的含量。

凡是降低晶间液膜表面张力的表面活性物质皆使合金的抗裂性下降。钢中的硫、磷为表面活性元素，故在一定范围内，随其含量的增加，钢的抗裂性下降。

如果晶间存在大量低熔点物质，液膜变厚，且熔点下降，也容易产生热裂纹。

当晶间残存着少量以孤立形式存在的液体时，热裂纹形成的机制是，在外力作用下，液体汇集部位产生应力集中，当该应力大于合金此时刻的强度时，形成微裂纹（见图 3.8-32)。此时，裂纹扩展应力 σ 为

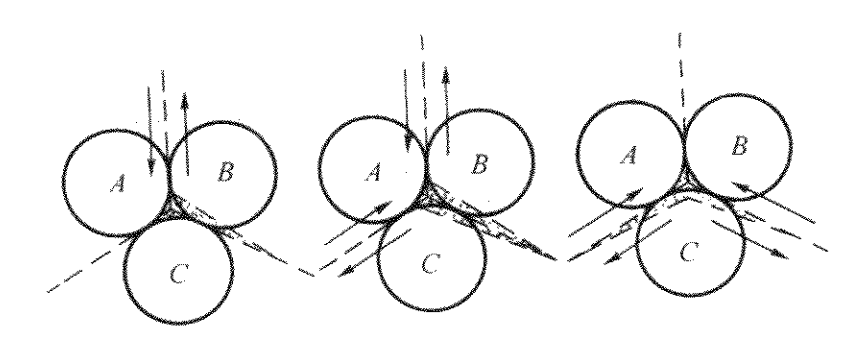


图 3.8-32　液体以孤立形式存在时裂纹形成过程示意图

$$\sigma = \sqrt{\frac{8GW}{\pi(1-\nu)l}} \tag{3.8-31}$$

式中，G 为切变模量；ν 为泊松比；l 为液珠长度；W 为裂纹扩展界面能（即内聚力）。

当裂纹尖端被液体润湿时

$$W = 2\sigma_{SL} - \sigma_{SS} = \sigma_{SS}\left(\frac{1}{\cos\theta} - 1\right) \tag{3.8-32}$$

由式（3.8-32）可知，液体的双边角 θ 越小，裂纹扩展界面能 W 越小，合金则越呈现脆性。

从以上讨论可知，形成液膜的低熔点物质是产生热裂的主要根源，应采取各种措施消除它的有害作用。但实践发现，低熔点物质在合金中的数量超过某一界线以后，反而具有愈合裂纹的作用，即液体在毛细作用下可填补裂纹使其愈合，反而减轻热裂的倾向性。

利用愈合现象以控制热裂纹的产生，尚需注意一点，即晶间存在较多第二相时，常会增大合金常温脆性，因此，必须控制得当。

2）强度理论　铸件在凝固后期，固相骨架已经形成并开始线收缩，由于收缩受阻，铸件中产生应力和变形。当应力和变形超过合金在该温度下的强度极限或变形能力时，铸件便产生热裂纹。对合金高温力学性能的研究表明，在固相线附近合金的强度和断裂应变都很低，合金呈脆性断裂。

Singer 和 Cottrell 由试验测得 Al-Si 合金强度与温度的关系（见图 3.8-33)。从图 3.8-33a 中可见，十种不同成分的合金随着温度的升高，强度平稳的下降，直到固相线温度强度急剧降低，在高于固相线以上 5～30℃强度下降到零。图 3.8-33b 表示在半固态区域较精细的试验结果。

图 3.8-34 为富 Al 侧 Al-Si 系相图，结合图 3.8-33 测试的结果进行分析可以看出，强度和塑性急剧下降发生在相图的固－液两相区域，图中的箭头线表示测试的脆性破断区域。这样存在着一强度脆弱的温度范围，简称热脆区。热脆区的上限是枝晶彼此相连成连续骨架时的温度，下限则在固相线附近。

合金的化学成分、晶间杂质偏析情况、晶粒尺寸、形状和液体在晶间的分布等影响热脆区的大小。例如，Al-Mn［w(Mn) = 1.5%］合金的热脆区比 Al-w（Mn）1.5%-w（Fe）0.2%的宽 13℃。这是因为含 Fe 的 Al-Mn［w(Mn) = 1.5%］合金的晶界上存在高熔点的微细 Al_3Mn 和 $FeAl_3$ 质点，强化了晶界。

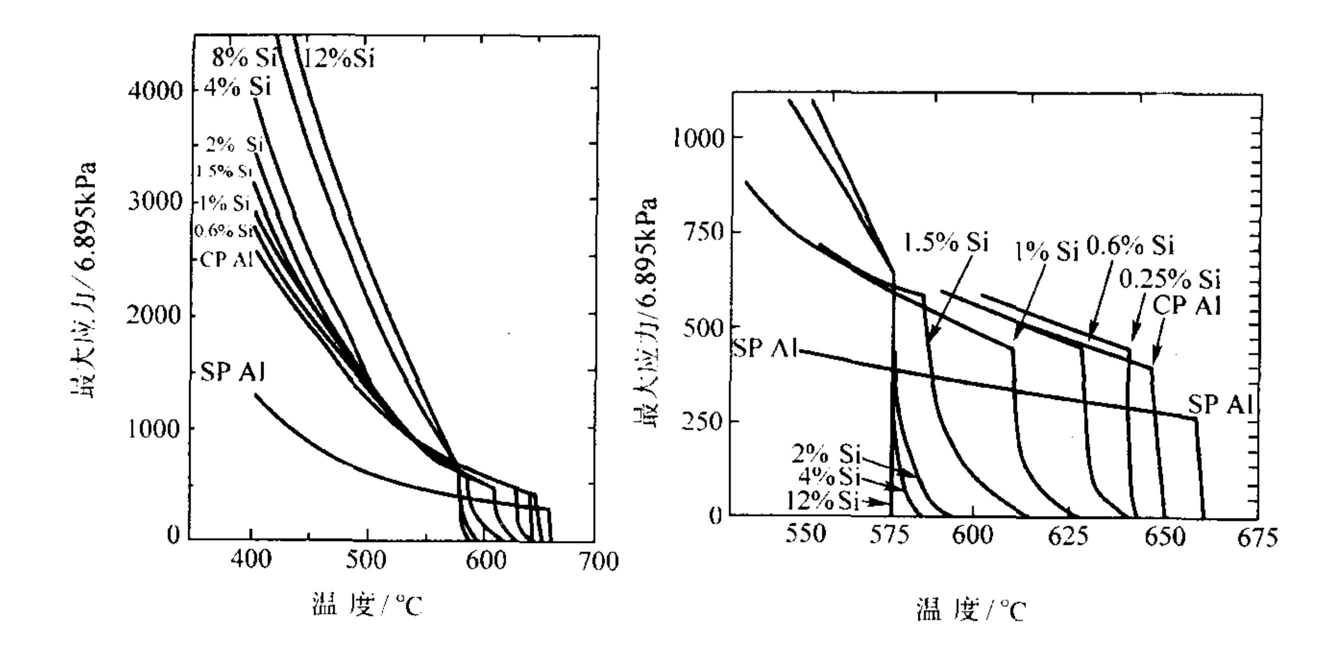


图 3.8-33　Al-Si 合金在固相线附近的拉伸强度（Si 含量为质量分数）

CP—工业纯铝；SP—特纯铝

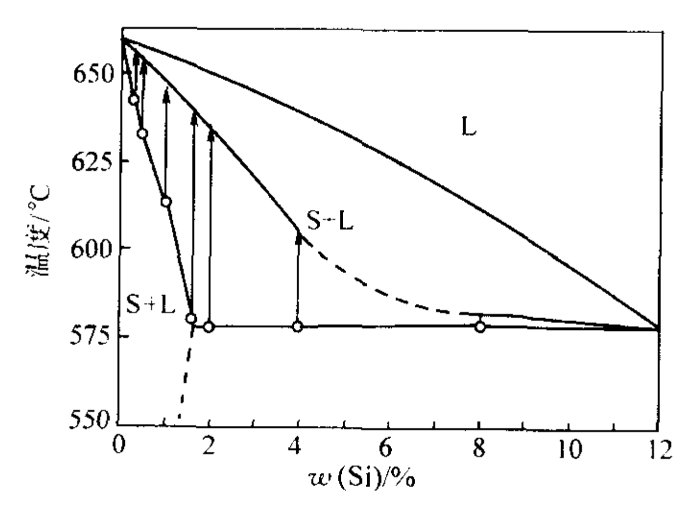


图 3.8-34　富 Al 侧 Al-Si 系相图

（箭头线表示热脆区域）

热裂纹的产生主要决定于在热脆区 ΔT_B 内合金的断裂应变 δ 与铸件因收缩受阻所产生的应变 ε 之间的关系。产生热裂纹的条件可用图 3.8-35 描述。若应变 ε 按直线 1 变化，$\varepsilon<\delta$，不形成热裂纹；若为直线 2 时，$\varepsilon=\delta$，是形成热裂纹的临界条件；若为直线 3 时，$\varepsilon>\delta$，必然形成热裂纹。图 3.8-35 中 $\tan\theta$ 为形成热裂纹的临界应变增长率，与材料的性质有关，它反映了材料的热裂敏感性。$\tan\theta$ 越大，材料的热裂敏感性越大。合金的热裂倾向性最终是由 ΔT_B、ε 和 δ 的综合影响所决定的。

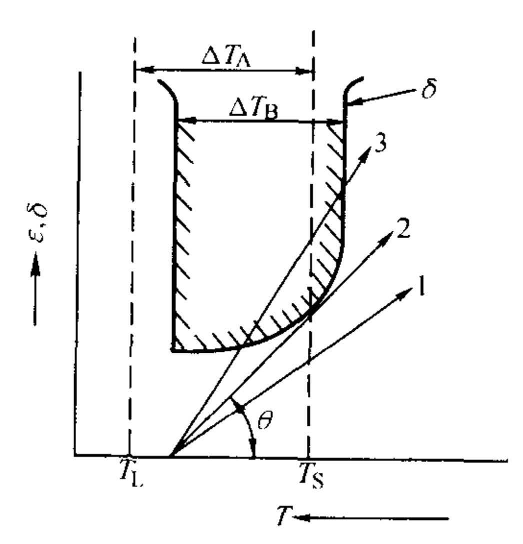


图 3.8-35　热裂纹形成条件示意图

研究表明，合金在热脆区内的断裂应变远大于合金在该温度的自由线收缩率。这就是说，即使铸件受到刚性阻碍，如果铸件能均匀变形，也不会产生热裂。

但是，在实际生产中，由于铸件结构特点或其他因素造成铸件各部分冷却速度不一致，致使铸件在凝固过程中各部分的温度不同，抗变形能力也就不同。铸件收缩受阻时，高温区（热节）将产生集中变形。铸件的温度分布越不均匀，集中变形越严重，产生热裂的倾向性就越大。

因此，强度理论认为，合金存在热脆区内的低的断裂应变是产生热裂纹的重要原因，而铸件的集中变形是产生热裂纹的必要条件。

（3）铸造合金的热裂倾向性预测

为了预测不同合金成分的热裂纹倾向性，Clyne 和 Davies 提出了热裂敏感性系数 CSC（Cracking Susceptibity Coefficient）概念，定义为

$$CSC = t_v / t_r \qquad (3.8\text{-}33)$$

式中，t_v 为铸件凝固时形成热裂的脆弱期时间；t_r 为应力卸荷时间。

凝固时当液体体积分数在 0.1%～0.6%之间发生液体和整体补缩，消耗在这一时期的时间为 t_r；如果液体体积分数很低，材料强度很高也不形成热裂；而液体体积分数在 0.01%～0.1%之间为脆弱时期，消耗在这段的时间为 t_v。这两段时间可用 Scheil 方程计算。该方程可改写为

$$f_2=\left[\frac{T_m-T}{T_m-T_1}\right]^{\frac{1}{k_0-1}} \qquad (3.8\text{-}34)$$

式中，T_m 为纯金属的熔点；T 为凝固时某一时刻的温度；T_1 为成分 C_0 时液相线温度。

通过计算机数值模拟铸件凝固时期的冷却曲线，结合式（3.8-34）即可求出 CSC。例如，对 Al-Si 系合金进行了计算，预测其热裂倾向性最大值为 w（Si）=0.25%，与试验结果一致。随后许多人研究了大量的工业合金，认为 CSC 理论是正确的。

3.3　影响热裂形成的因素和防止铸件产生热裂的途径

（1）影响因素

由上节分析已知，合金热裂倾向性的大小，与 ΔT_B、ε 和 δ 有关。而影响三者的因素很多。概括起来，影响 ΔT_B 及 δ 大小的因素：合金化学成分；晶界杂质的偏析情况；晶粒尺寸、形状及晶间液体的分布；变形的速度等。影响 ε 的因素主要是合金的收缩系数、铸型的刚性和铸件的温度分布。

1）铸造合金的性质

① 化学成分对热脆区的影响　热脆区的大小与合金的化学成分有关。一般来说，合金的热脆区 ΔT_B 随合金的结晶温度范围的增大而增大。图 3.8-36 为有限固溶体共晶型合金结晶温度范围、热脆区与热裂倾向性的关系。图中阴影

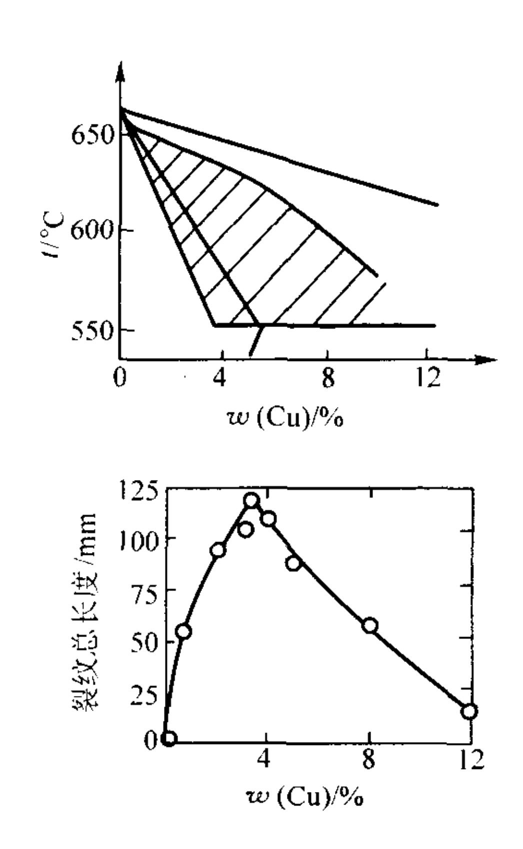


图 3.8-36　结晶温度区间、热脆区与热裂倾向性的关系

部分是合金的热脆区。由图可见，热脆区越大，合金的热裂倾向性则越大；成分越靠近共晶点，热裂倾向性越小。铸造 Al-Si 合金的 Si 含量多在 w（Si）=4.5%～13%之间，偏向共晶成分一边，不易产生热裂。含 w（Cu）=4.5%～13%的铸造 Al-Cu 合金，热脆区为 80℃左右，故热裂倾向性较大。

图 3.8-37 为碳钢的抗裂力与含碳量的关系；图 3.8-38 为 S、Mn、Si、P 对碳钢抗裂强度的影响。

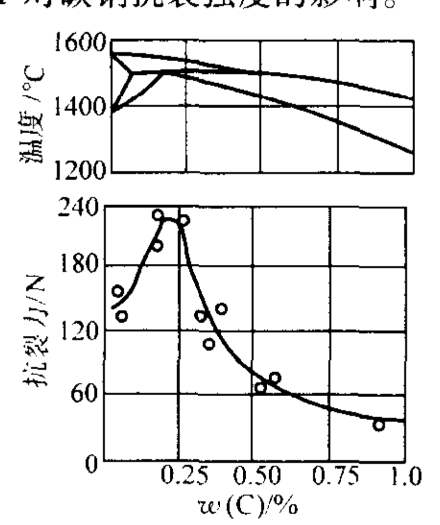


图 3.8-37　碳钢的抗裂力与碳含量的关系

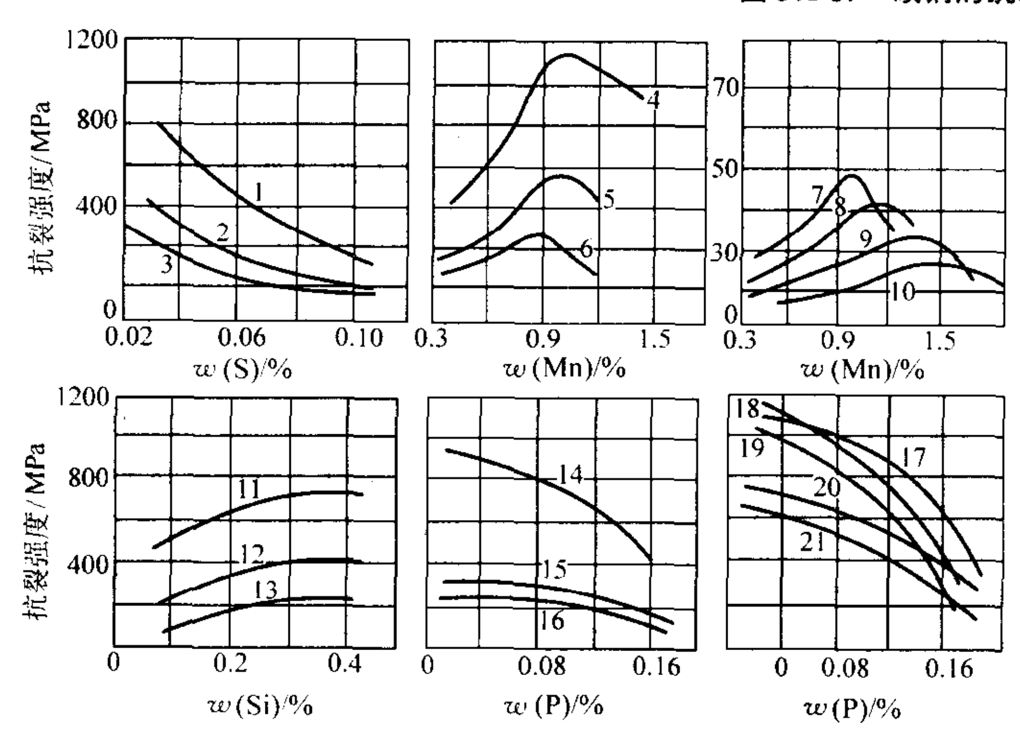


图 3.8-38　Si、Mn、P、S 对碳钢抗裂强度的影响

1—w(C)=0.19%；2—w(C)=0.13%；3—w(C)=0.42%；4—w(C)=0.17%；5—w(C)=0.12%；6—w(C)=0.44%；7—w(C)=0.03%；8—w(C)=0.05%；9—w(C)=0.08%；10—w(C)=0.10%；11—w(C)=0.19%；12—w(C)=0.44%；13—w(C)=0.06%；14—w(C)=0.21%；15—w(C)=0.39%；16—w(C)=0.09%；17—w(C)=0.40、w(Mn)=0.96、w(S)=0.05%；18—w(C)=0.39%、w(Mn)=0.46、w(S)=0.025%；19—w(C)=0.43%、w(Mn)=0.89%、w(S)=0.058%；20—w(C)=0.09%、w(Mn)=0.40%、w(S)=0.025%；21—w(C)=0.08%、w(Mn)=0.95%、w(S)=0.058%

② 晶间液膜形态　晶界上存在易熔第三组元且铺展为液膜时，热裂倾向性显著增大；若呈球状，热裂倾向性则显著减小。例如，铸钢中，当 S、Mn 含量满足$[w(Mn)]^3/w(S)>6.7$时，硫化物呈球状，热裂倾向性明显减小。图 3.8-39 为硫对 Cr15Ni25 钢表面张力及抗裂力的影响；图 3.8-40 为氧对高锰钢抗裂力的影响。

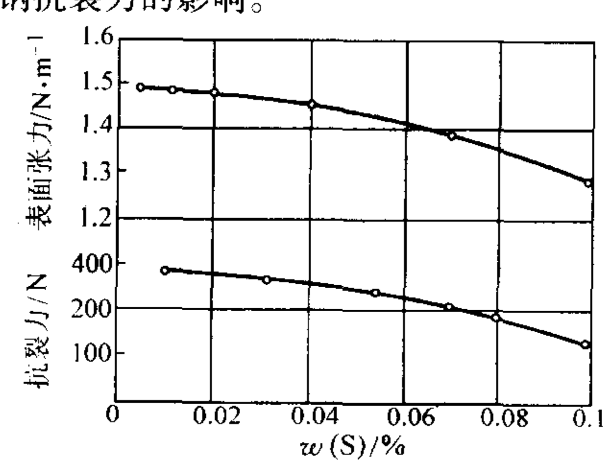


图 3.8-39　硫对 Cr15Ni25 铸钢表面张力和抗裂力的影响

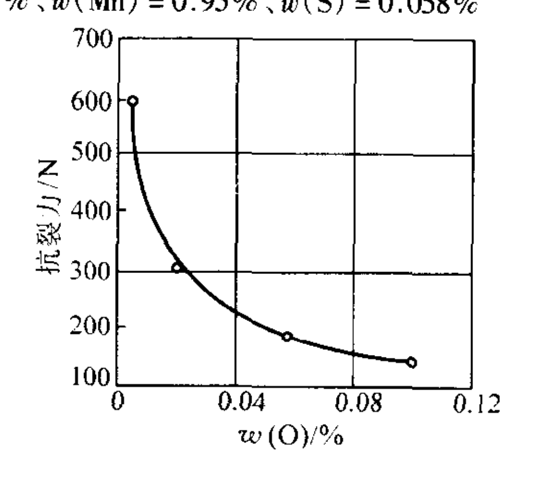


图 3.8-40　氧对高锰钢抗裂力的影响

③ 晶粒形状及尺寸　晶粒越粗大，柱状晶方向性越明显，产生热裂的倾向性就越大。这是由于晶粒粗大，晶间液膜厚，结合力低，而柱状晶的晶间强度又低于等轴晶。某些合金钢铸件往往具有粗大的柱状晶组织，故容易产生热裂纹。

④ 合金的线收缩率与相变　合金的线收缩率越大，越

容易产生热裂。灰铸铁在凝固过程中发生石墨化膨胀，所以灰铸铁不易产生热裂，而可锻铸铁和铸钢件热裂倾向性较大。

2）铸型方面的影响　铸型阻力的大小主要决定于铸型的退让性，湿型的退让性比干型好，采用湿型生产铸件热裂倾向性小。所有有机黏结剂型砂都有很好的退让性，故可以减轻铸件产生热裂的倾向。

铸型的退让性与其被加热的温度有关。例如，黏土砂型加热到超过 1 250℃以上时有较好的退让性（见图 3.8-41），如果砂型受热而引起的抗压强度达到最大值的时刻恰好与铸件凝固即将结束的时刻相吻合，产生热裂的可能性最大。所以采用黏土砂制作薄壁件的型芯时应注意改善型芯的退让性。表 3.8-10 为不同黏结剂和砂芯对 ZG270-500 铸钢，在铸件内所产生的应力值。

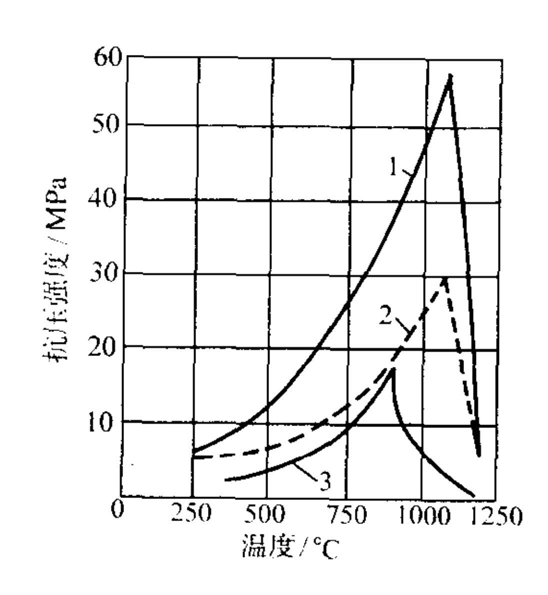


图 3.8-41　黏土砂强度与温度的关系

1—硅砂，w（耐火黏土）=15%（耐火黏土），w（水）=6%；
2—硅砂，w（膨润土）=10%（耐火黏土），w（水）=4%；
3—硅砂，w（膨润土）=3.5%（耐火黏土），w（水）=1.5%

表 3.8-10　不同黏结剂和砂芯对铸钢件所产生的应力值

黏结剂材料	砂芯种类	ZG270-500 铸钢件内产生的应力值/MPa	
		1 300℃	珠光体转变开始前
酚醛树脂	壳芯	0	0
水玻璃	壳志	0	0
黏土和纸浆残液	实芯、湿态	0.30	5.2
糊精	实芯、干态	0.35	6.7
纸浆残液	实芯、干态	0.40	6.8
黏土	实芯、干态	0.90	8.6
水玻璃	实芯、干态	1.20	9.5

砂箱的箱挡和芯骨离铸件太近，会加大铸件的收缩阻力，铸件容易产生热裂。

3）浇注条件方面的影响

① 浇冒口系统　靠近浇冒口部位温度高，冷却速度较慢，易产生集中变形，故易形成热裂。因此，采用顺序凝固原则时，则要根据合金和铸件的特点以及可能出现的缺陷综合考虑。

浇冒口的布置也可能造成铸件收缩时的机械阻碍，导致铸件产生热裂，如图 3.8-42 所示。铸件的飞翅也会阻碍铸件收缩，引起热裂。

② 浇注工艺　浇注工艺对热裂倾向性的影响没有一个简单的规律。

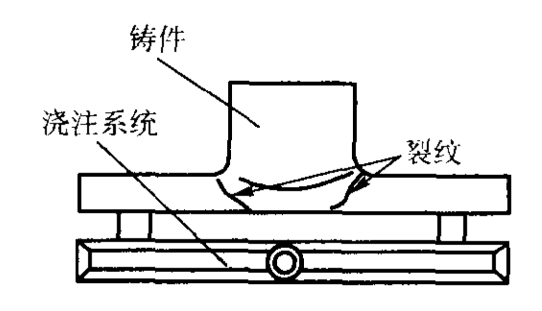


图 3.8-42　浇注系统的机械阻碍使铸件形成热裂

提高浇注温度可减轻薄壁铸件的热裂倾向。这是因为：一方面，增大了高温对铸型材料的热作用时间，使之失去强度，提高铸型的退让性；另一方面，降低了铸件收缩速度和集中变形程度。但对于厚大铸件，浇注温度过高，会使铸件晶粒粗大，晶间结合力降低，增加热裂倾向性。

浇注速度是通过改变铸件的温度分布影响热裂的。对于薄壁件，加快充型速度，可防止局部过热；对于厚壁铸件，则要求尽可能减小浇注速度。

4）铸件结构的影响　铸件结构设计不合理，在尖角处容易产生应力集中，热裂在这些部位容易产生。例如，铸件两壁直角相交、十字相交或相交处圆角过小，在交接处容易产生热裂（见图 3.8-43a），若改用图 3.8-43b 所示的圆弧形过渡，则可消除热裂纹。

铸件壁厚不均匀，或由于结构原因铸件收缩严重受阻，则增大铸件收缩应力，在热节处产生较大的集中变形，容易产生热裂。

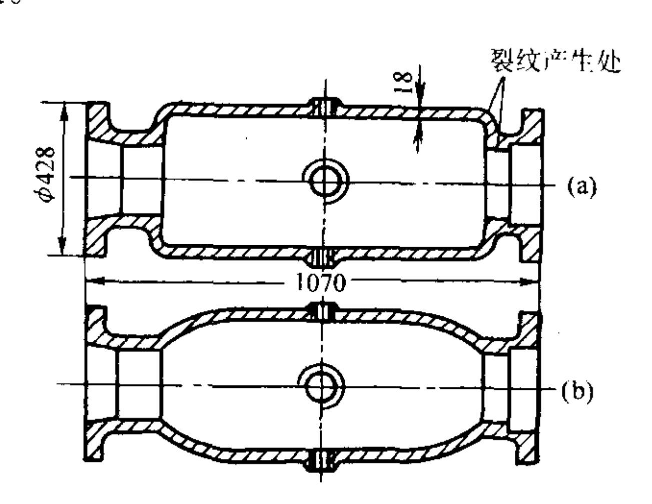


图 3.8-43　正确与不正确的铸件结构

（2）防止铸件产生热裂的途径

根据影响热裂倾向性的因素可制定出防止铸件产生热裂的措施。

1）合金成分及熔炼工艺

① 在允许前提下可适当调整合金的化学成分，或选择热裂倾向性较小的合金，例如，选用接近共晶成分的合金。

② 减少合金中的有害杂质。应尽可能地降低钢中硫、磷的含量，硫对热裂的影响尤为敏感。因此，应严格控制炉料中硫的含量，并在熔化过程中加强脱硫脱磷。

③ 提高合金熔化过程的脱氧效果。例如，采用综合脱氧剂可以减少夹杂物，且改善夹杂物在铸件中的形态和分布，从而提高抗裂能力。

④ 孕育处理以细化晶粒，消除柱状晶。例如，在 20 钢中加入微量钒，可以细化晶粒，消除魏氏组织；向合金钢中加入微量铈，可消除柱状晶，并使硫化物分布均匀。

悬浮浇注、超声波振动、旋转磁场等工艺措施均可细化晶粒，消除热节。

2）铸型方面

① 改善砂型和砂芯的溃散性。

② 采用涂料使型腔表面光滑以减小铸件和铸型之间的摩擦阻力。

3）浇注条件方面

① 减小浇冒口系统对铸件收缩的机械阻碍。图3.8-44所示的可锻铸铁框架采用浇注系统为 a 时，框架收缩受到较大的机械阻碍，经常出现热裂；将浇注系统改为 b 或 c 时，避免了热裂产生。

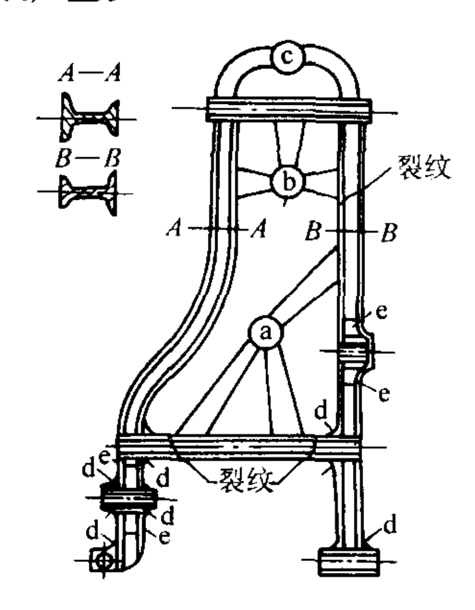


图3.8-44　可锻铸铁框架浇注系统

a、b、c—分别为不同工艺方案的浇注系统；d、e—外冷铁

② 减小铸件各部分温差。内浇道开设在铸件薄的部分，或采用多内浇道分散引入，不使每个内浇道流经金属液过多，使铸件各部分的温度趋于均匀，防止铸件局部产生集中变形。

③ 用冷铁消除热节的有害作用。在铸件壁相交处放置冷铁，加快该处的冷却，消除热节，减轻集中变形。

4）铸件结构方面　铸件结构设计不合理是热裂产生的原因之一。设计铸件时应注意以下几点。

① 两壁相交处应做成圆角。

② 避免两壁十字交叉，将交叉的壁错开。

③ 应尽量使铸件上不等壁厚的各部分收缩不发生阻碍。例如，将带轮的轮辐做成弯曲形状。

④ 在铸件易产生热裂处设置防裂肋（见图3.8-45），由于防裂肋较薄，凝固快，具有较高的强度，加强了易裂处的强度。

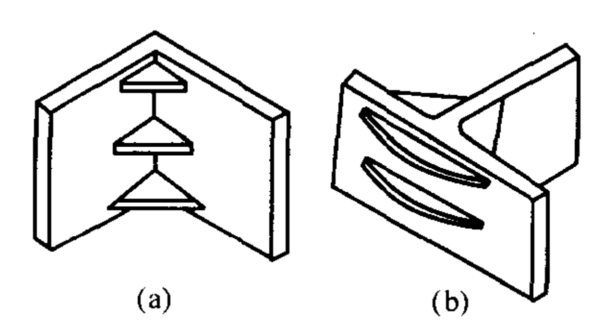


图3.8-45　防裂肋应用实例

4　铸造应力、变形及冷裂纹

4.1　概述

铸件在凝固和冷却过程中，发生线收缩，有些合金还发生固态相变，也会引起体积的膨胀或收缩。这种变化往往受到外界的约束或铸件各部分之间的相互制约而不能自由地进行，于是在产生变形的同时还产生应力，这种应力称为铸造应力。

在冷却过程中的任一瞬时铸件中所存在的应力称为瞬时应力。产生应力的原因消除后，随之而消失的应力称为临时应力；产生压力的原因消除后，铸件中仍然存在的应力称为残余应力。

铸造应力按其产生原因分为三种：热应力、相变应力和机械阻碍应力。

热应力：铸件在凝固和其后的冷却过程中，由于铸件各部分冷却速度不同，造成同一时刻收缩量的不一致，铸件各部分彼此相互制约，因而产生应力。这种应力称为热应力。

相变应力：固态发生相变的合金，由于铸件各部分冷却速度不同，它们到达相变温度的时刻不同，且相变程度也不同，由此而产生的应力称为相变应力。

机械阻碍应力：铸件的收缩受到诸如铸型、型芯、箱挡和芯骨等机械阻碍而产生的应力称为机械阻碍应力。

铸造应力和铸件的变形对铸件质量的影响很大。铸造应力是铸件在生产、存放、加工以及使用过程中产生变形和裂纹的主要原因，它降低了铸件的使用性能。例如，当零件工作应力的方向与残余应力的方向相同时，应力叠加，可能超出合金的强度极限，发生断裂。有残余应力的铸件，放置日久或经机械加工会变形，使零件失去精度。产生变形的铸件可能因加工余量不足而报废，为此需要加大加工余量。在大批量生产时，变形的铸件在机械加工时往往因放不进夹具而报废。此外，挠曲变形还降低铸件的尺寸精度，对精度要求高的铸件，防止产生变形尤为重要。

4.2　铸件在冷却过程中产生的应力

（1）热应力

早期的研究认为，合金在冷却过程中经历一个弹塑性临界转变温度。在此温度以上合金处于塑性状态，只产生变形，不产生应力；只有在此温度以下，铸件才能产生内应力。因此，弹塑性转变温度是建立热应力形成过程的理论基础。

近期的研究表明，合金在凝固及冷却过程中不存在弹塑性转变温度。即使处在固－液态的合金仍具有弹性。以不同成分的Al-Si合金进行试验，其原理如图3.8-46所示。合金液注入到有锯齿形表面的坩埚中，在合金液中插入一有锯齿形表面的陶瓷片。当合金冷却到预定温度，保温10 min，然后在陶瓷片上端施加恒定拉力 F，合金与陶瓷片之间产生切应力。在此应力作用下，合金上移而产生变形，测量其变形与时间的关系。图3.8-47为Al-Si（w（Si）＝0.6%）合金在结晶温度范围内测得的结果。分析该曲线可知，在加载瞬间合金即发生较大的变形，以后变形逐渐增加在12 min时卸去载荷，变形当即恢复 γ_1，以后变形不断恢复，最终留下残余变形 γ_3。γ_1 为弹性变形量，γ_2 为黏弹性变形量，γ_3 为塑性变形量。表3.8-11给出了不同成分的Al-Si合金在结晶温度范围的弹性模量。

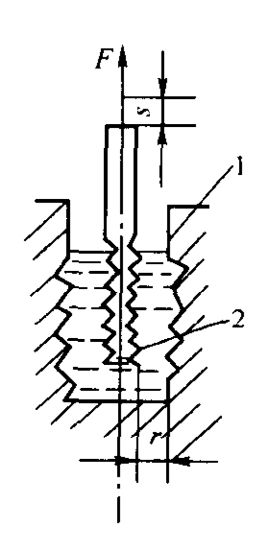


图3.8-46　铝合金高温性能试验原理

1—坩埚；2—陶瓷片

试验还发现，Al-Si［w(Si)＝0.6%］合金试样，在1.0 MPa切应力作用下，612℃时的弹性变形量和塑性变形量分别为0.7%和0.1%，弹性变形量几乎比塑性变形量大一个数量级。

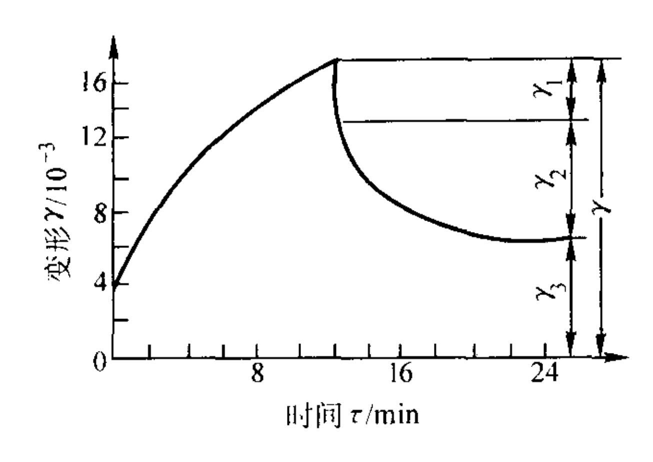


图 3.8-47 Al-Si [w(Si) = 0.6%]合金结晶温度时在固定载荷作用下的变形曲线

因此，铸件在冷却过程中只要收缩受阻，就产生热应力。以壁厚不同的应力框铸件为例讨论热应力的发展过程，如图 3.8-48 所示。

图 3.8-48a 应力框是由杆 1（粗杆）、杆 2（细杆）及横梁 3 组成。并作下列假设：

1）金属液充满铸型后，立即停止流动，杆 1 和杆 2 从同一温度 t_L 开始冷却，最后冷却到室温 t_0。

2）合金线收缩开始温度为 t_y，材料的线收缩系数 α 不随温度变化。

3）铸件不产生挠曲变形。

4）铸件收缩不受铸型阻碍。

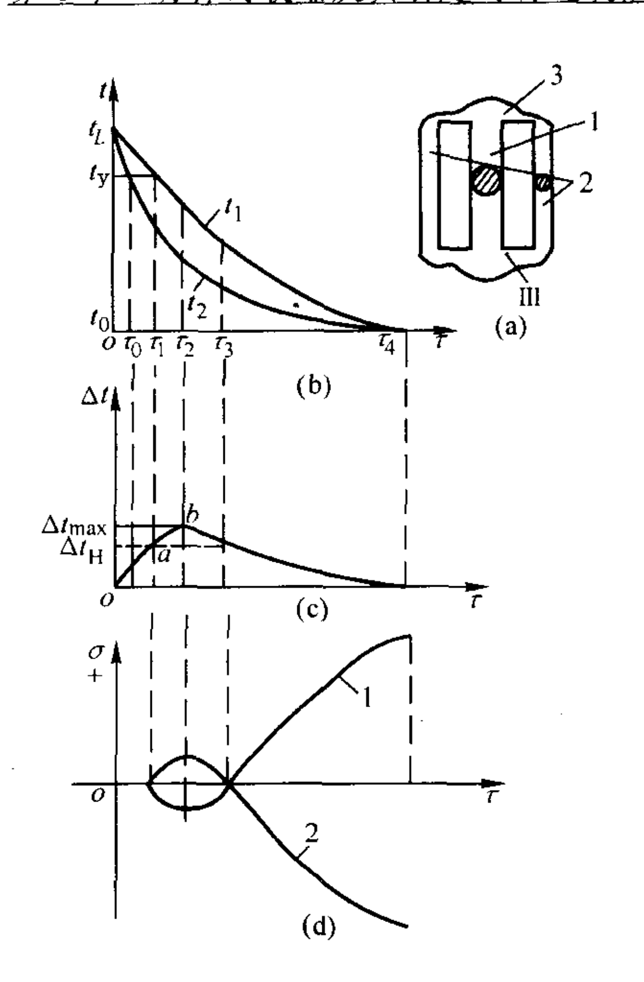


图 3.8-48 粗细不同的应力框铸件瞬时应力发展过程示意图
（a）应力框铸件；（b）两杆温度变化曲线；
（c）两杆温度差变化曲线；（d）两杆应力变化曲线

表 3.8-11 Al-Si 合金在结晶温度范围内的弹性模量

w（Si）/%	温度/℃	弹性模量 E/MPa	w（Si）/%	温度/℃	弹性模量 E/MPa
0.6	655	0.02	5.24	625	0.000 22
	650	0.32		620	0.011
	645	2.0		615	0.045
	640	9.0		605	0.12
	635	30.0		595	0.26
	631	67.0		590	0.37

5）横梁 3 始终是刚性体。

图 3.8-48b 为杆 1 和杆 2 的冷却曲线。图 3.8-48c 为杆 1 和杆 2 两杆的温差变化曲线，冷却前期杆 2 冷却速度大于杆 1，两杆温差逐渐增大到 Δt_{max}（τ_2 时刻），然后温差逐渐减小，杆 1 冷却速度开始大于杆 2。

图 3.8-48d 为两杆冷却过程中的应力变化曲线。从图中可见，在 τ_1 时刻前杆 1 仍处于凝固初期，枝晶骨架尚未形成，显然，此时铸件的变形由杆 2 确定，即杆 2 带动杆 1 一起收缩。到 τ_1 时两杆具有相同长度，温差为 Δt_H，铸件不产生应力。

从 τ_1 到 τ_2 时刻，杆 1 也进入线收缩阶段，并两杆温差逐渐增大到 Δt_{max}，两杆自由线收缩量差 Δl_1 为

$$\Delta l_1 = \alpha_1(\Delta t_{max} - \Delta t_H)L \tag{3.8-35}$$

式中，α_1 为自由线胀系数；L 为杆长。

即杆 2 要比杆 1 多收缩 $\alpha(\Delta t_{max} - \Delta t_H)L$。但两杆彼此相连，始终具有相同长度，故杆 2 为拉应力，杆 1 为压应力。到 τ_2 时，应力达到最大值。

然后两杆的温差逐渐减小，当温差减小到 Δt_H 时（τ_3 时刻）两杆自由线收缩量的差值为

$$\Delta l_2 = \alpha(\Delta t_H - \Delta t_{max})L = -\Delta l_1 \tag{3.8-36}$$

从式（3.8-36）可以看出，从 τ_1 到 τ_3，两杆的自由线收缩量相等。因假定铸件只产生弹性变形，所以到达 τ_3 时，两杆中的应力值均为零，处于卸载状态。

从 τ_3 到 τ_4 杆 1 的冷却速度仍然比杆 2 快，即杆 1 的自由线收缩速度大于杆 2。在 τ_4（室温）时，两杆自由线收缩的差值为

$$\Delta l_3 = \alpha \Delta t_H L \tag{3.8-37}$$

在此阶段，粗杆 1 被拉长，承受残余拉应力 σ_1，细杆 2 则相反，承受残余压应力 σ_2。应该指出的是，合金在高温时，特别是在固相线以上，屈服极限很低，铸件内的应力很容易超过屈服极限，发生塑性变形，使完全卸载时刻早于 τ_3。图 3.8-49 表示奥氏体钢铸件瞬时应力的发展过程，与上述分析基本相同。

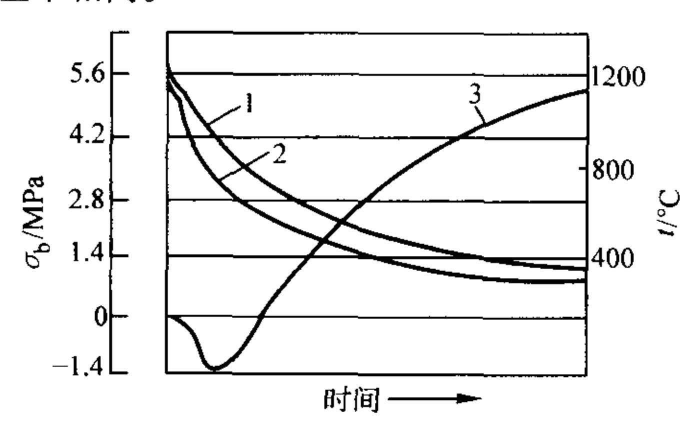


图 3.8-49 奥氏体钢应力框铸件瞬时应力发展过程
1—粗杆内应力；2—细杆内应力；3—粗杆内应力

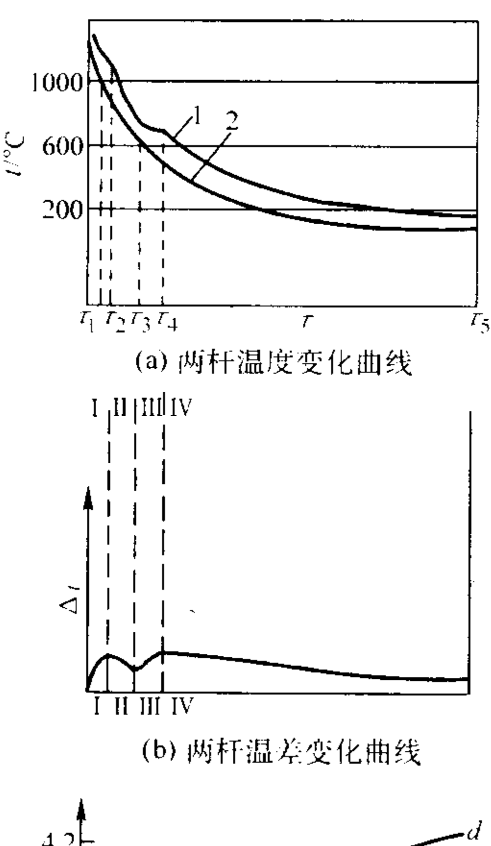
对于一实体（如圆柱体）铸件，内外层冷却速度不同，开始时外层冷却较快，后来则相反。根据上述分析可知，冷却到室温时，内部承受残余拉应力，外层承受残余压应力。

（2）相变应力

铸件冷却过程中，有的合金要经历固态相变过程，比热

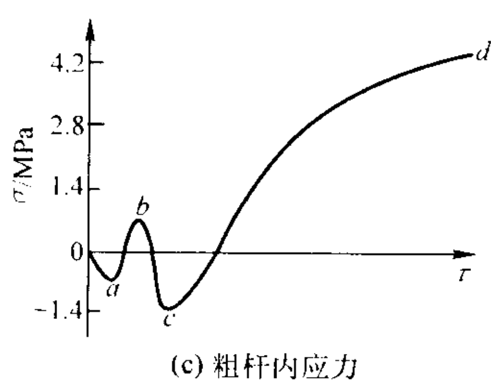
容发生变化。假如铸件各部分温度一致，固态相变同时发生、不可能产生宏观应力，只有微观应力。当铸件各部分温度不同时，固态相变不同时发生，则产生宏观相变应力。基体和析出相的比容差越大，相变应力越大。和热应力叠加，构成某一时刻的瞬时应力。

灰铸铁在凝固过程中发生共晶转变和共析转变，在冷却曲线上出现两个等温平台（见图 3.8-50a）。粗细杆的温差如图 3.8-50b 所示。与图 3.8-48b 相比明显不同。此外，灰铸铁的线收缩曲线有两个膨胀过程。这种合金的瞬时应力发展过程如图 3.8-50c 所示。



(a) 两杆温度变化曲线

(b) 两杆温差变化曲线



(c) 粗杆内应力

图 3.8-50　灰铸铁应力框铸件瞬时应力发展过程

1—粗杆温度；2—细杆温度

在图 3.8-50c 中 a 点前，粗杆的石墨化膨胀受到细杆的阻碍产生压应力。在 a 点两杆温差和自由线收缩量差达到极大值，能在粗杆的应力曲线上出现第一个压力谷。b 点前，细杆进入共析转变后，体积膨胀，两杆自由线收缩速度差进一步加大，粗杆的压应力逐渐减小，并向拉应力转变。在 b 点处，粗杆进入共析转变前，粗杆的拉应力达到一极大值，此时，两杆的温差为一极小值。c 点前，粗杆进入共析转变，细杆已共析转变结束，两杆温差再次加大。粗杆共析膨胀，使粗杆的拉应力逐渐减小，并向压应力转变，在 c 点处出现第二个压力谷。以后，两杆温差再度减小，粗杆的收缩速度快于细杆，粗杆的压应力再次减小，并向拉应力转变。冷却到室温，粗杆内残存着拉应力，细杆内为残余压应力。

此外，若基体和析出相的收缩系数不同，在冷却过程中也会产生相变应力。如球墨铸铁，金属基体的线收缩系数比石墨大 1.5 倍，故金属基体收缩受到石墨阻碍，产生应力。因此，球墨铸铁产生应力的倾向较大。普通灰铸铁也有类似现象，但其差别在于，灰铸铁中的片状石墨形成缺口，使应力松弛。

马氏体的比容最大，如铸件淬火或快速冷却时（如水爆清砂），发生马氏体相变，产生较大的相变应力，可能使铸件产生裂纹。钢的各组成相的比容见表 3.8-12。

表 3.8-12　钢的各组成相的比容

钢的组成相	铁素体	渗碳体	奥氏体 [w(C) = 0.9%]	珠光体	马氏体
比容/cm³·g⁻¹	0.127 1	0.130 4	0.127 5	0.128 6	0.131 0

（3）机械阻碍应力

机械阻碍的来源有以下几个方面。

1）铸型和型芯有较高的强度和较低的退让性。

2）砂箱的箱挡和型芯内的芯骨。

3）浇冒口系统以及铸件上的一些突出部分。

4）设置在铸件上的拉筋、防裂肋，分型面上的飞边。

机械阻碍应力一般使铸件产生拉伸或剪切应力。

在断面厚薄均匀的筒形铸件中，若型芯退让性不良，就会在铸件内产生机械阻碍应力。当铸件刚性受阻（即型芯的退让性为零）时，机械阻碍应力达到最大值。若型芯退让性很好（型芯退让率大于合金线收缩率），则铸件内不产生机械阻碍应力。机械阻碍应力都是拉应力。

综上所述，铸件的瞬时应力是热应力、相变应力和机械阻碍应力的代数和。瞬时应力值大于金属在该温度下的屈服极限，铸件就会产生变形；大于强度极限产生裂纹。存在应力的铸件，受到撞击或热处理时加热过快，有时会使铸件开裂。

4.3　影响铸造残余应力的因素及减少和消除铸造应力的途径

机械阻碍应力一般在铸件落砂后即消失，是临时应力。残余应力往往是热应力和相变应力。

假设图 3.8-48a 应力框从最后一次完全卸载时起，铸件不产生挠曲变形，且只产生弹性变形，则有

$$\sigma_1 = E\frac{f_2}{f_1+f_2}\alpha\Delta t_H$$
$$\sigma_2 = E\frac{f_1}{f_1+f_2}\alpha\Delta t_H \qquad (3.8\text{-}38)$$

式中，E 为材料的弹性模量；f_1、f_2 分别为粗、细杆的截面积；α 为材料的自由线收缩系数；Δt_H 为冷却过程中粗、细两杆卸载时的温差。

（1）影响因素

根据式（3.8-38）可知，残余应力与下列因素有关。

1）金属性质

① 金属的弹性模量越大，铸件中的残余应力就越大。例如，铸钢、白口铸铁和球墨铸铁的残余应力比灰铸铁的大，原因之一是与金属的弹性模量有关。表 3.8-13 为一些铸造合金的弹性模量。

表 3.8-13　一些铸造合金的弹性模量

铸造合金	钢	白口铸铁	球墨铸铁	灰铸铁	铜合金	铝合金
E/GPa	196	166	135 ~ 182	73.50 ~ 108	110 ~ 132	65 ~ 83

② 铸件的残余应力与合金的自由线胀系数 α_l 值成正比。图 3.8-51 是几种合金从 0 ~ 600℃ 的线膨胀曲线。当其他条件相同时，奥氏体不锈钢由于 α 值大，其残余应力比铁素体不锈钢的要大 50%。

③ 合金的热导率直接影响铸件壁厚的温差大小。合金钢比碳钢热导率低，因此，在其他条件相同时，合金钢具有较大的残余应力。

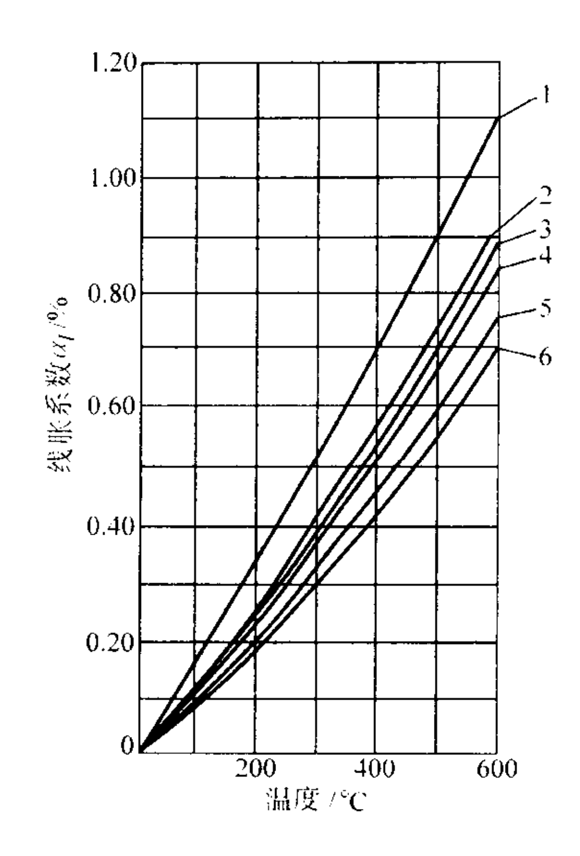


图 3.8-51 几种铸造合金 0 ~ 600℃的线胀系数

1—ZG1Cr18Ni9Ti；2—ZG15CrMo；3—ZG25Cr；4—Cr30；5—灰铸铁；6—Cr15

④ 相变对残余应力的影响表现在相变引起比容变化的大小；相变热效应改变铸件各部分的温度分布状况。

2）铸型性质 铸型蓄热系数 b_2 越大，铸件的冷却速度越大，铸件内外的温差就越大，产生的热应力则越大。金属型比砂型容易在铸件中引起更大的残余应力。

3）浇注条件 提高浇注温度，相当于提高了铸型的温度，延缓了铸件的冷却速度，使铸件各部分温度趋于均匀，因而减小了残余应力。

4）铸件结构 铸件壁厚差越大，冷却时厚薄壁温差就越大，引起的热应力则越大。

（2）减小和消除铸造应力的途径

1）减小铸造应力的措施和途径 减小铸造应力的主要途径是针对铸件的结构特点在制定铸造工艺时，尽可能地减小铸件在冷却过程中各部分的温差，提高铸型和型芯的退让性，减小机械阻碍。可采用以下具体措施。

① 尽可能选择弹性模量小、收缩系数小的合金材料。

② 为使铸件在冷却过程中温度分布均匀，可在铸件厚实部分放置冷铁、采用蓄热系数大的型砂、埋设冷却器等；预热铸型能有效地减小铸件各部分的温差。如熔模铸造预热型壳。

③ 减小砂型的紧实度；采用壳型或树脂砂型效果尤为显著。

④ 浇冒口的布置要同时考虑温度分布均匀和阻力小的要求。对复杂结构铸件，为了减小铸型和型芯的阻力，控制开箱时间。

⑤ 铸件结构尽量避免产生较大的应力和应力集中，铸件壁厚差要尽可能地小，厚薄壁连接处要合理过度，热节要小而分散。

2）消除铸件中残余应力的方法

①人工时效 一般是将铸件加热到弹塑性状态，在此温度下保温一定时间，使应力消失，再缓慢冷却到室温。

确定热处理规范应注意的是，在铸件升温和冷却过程中力求其各处温度分布均匀，以免温差过大产生附加应力，造成铸件变形和冷裂。为此，铸件升温及冷却速度不宜过快，但从生产实际出发，加热、冷却及保温时间应确定最佳热处理规范。某合金铸件的热处理规范可用图 3.8-52 环形试样试验方法确定。在确定某合金铸件的热处理规范时，可用同种合金铸成许多尺寸相同的环形试样，环上开有同样尺寸的缺口，楔形铁使环处于应力状态，然后将试样放入加热炉内按不同规范退火。退火后去掉楔铁，根据缺口大小，可知应力减小程度。楔铁能自由地从缺口中取出为最佳热处理规范。

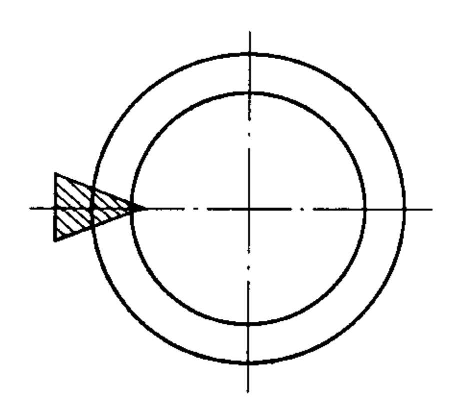


图 3.8-52 环形试样

② 自然时效 将具有残余应力的铸件放置在露天场地，经数月至半年以上，应力自然慢慢消失，称为自然时效。

这种方法虽然费用低，但最大缺点是时间太长，效率低，近代生产很少采用。

③ 共振时效 共振时效的原理是：调整振动频率，使铸件在具有共振频率的激振力作用下，获得相当大的振动能量。在共振过程中，交变应力与残余应力叠加，铸件局部屈服，产生塑性变形，使铸件中的残余应力逐步松弛、消失。同时也使处于晶格畸变的原子获得较大能量，使晶格畸变恢复，应力消失。

激振器主要由振动台和控制箱组成。工作时，把振动器牢固地夹在铸件的中部或一端（小件则装在振动台上）。其主要工艺参数是共振频率、动应力和激振时间。

(a) 共振频率的确定。调整振动器的频率，振动器频率与铸件固有频率一致时，振幅达到最大值，此时的频率就是共振频率。

(b) 动应力接近 35 Pa 时能获得最大效益。

(c) 激振时间应依据铸件的原始条件和处理过程中的实际条件而定。重量大的铸件处理时间要长。

共振时效具有显著的优越性：时间短、费用低、功率小，730 W 的振动器可处理 50 t 以上的铸件，省能源，无污染、机构轻便，易操作，铸件表面不产生氧化皮，不损害铸件尺寸精度。该方法对箱、框类铸件效果尤为明显，但对盘类和厚大铸件效果较差，有待进一步完善。

4.4 铸件的变形和冷裂

挠曲是铸件中最常见的变形。铸件总是力图从应力状态下解脱出来。如果受弹性拉伸部分，则发生压缩变形，受弹性压缩部分发生拉伸变形，使应力减小，并使铸件发生挠曲变形。

（1）铸件在冷却过程中的变形

图 3.8-53 为 T 形梁奥氏体钢铸件在冷却时挠曲变形的发展过程。

由本章 4.2 节分析可知，在初期阶段，铸件厚大部分（杆 1）的冷却速度比薄部分（杆 2）慢，在同一时刻，杆 1 的自由线收缩比杆 2 小，彼此相互作用的结果，使杆 1 产生外凸的挠曲变形。随时间延续，挠曲变形量增加。当两杆温差达到最大值时，杆 1 的外凸挠曲变形达最大值。以后，两杆温差逐渐减小，杆 1 的冷却速度大于杆 2，因此，挠曲值逐渐减小，直到某一时刻，铸件复原（挠度为零），此后，杆 1 的冷却速度仍然比杆 2 快，杆 1 发生内凹变形，冷却到室温，铸件的变形方向是杆 1（厚大部分）向内凹，杆 2（薄部分）向外凸。

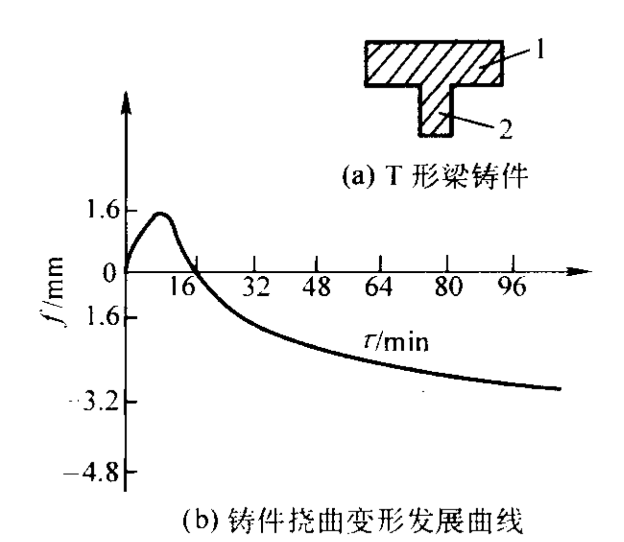


图 3.8-53 奥氏体钢 T 形梁铸件挠曲变形的发展过程

具有固态相变的合金其变形过程还与相变有关。图 3.8-54 为灰铸铁 T 形梁铸件在冷却过程中挠曲变形的发展过程。灰铸铁件的挠曲变形还与合金成分有关。图 3.8-55 表示 C + Si 含量对 T 形梁残余变形的影响。可以看出，C + Si 含量较小时，厚大部分产生向内的挠曲变形，随着 C + Si 含量的增加，挠度逐渐减小，甚至产生反向挠曲变形。

图 3.8-56 为铸铁和铸钢件产生挠曲变形的实例。

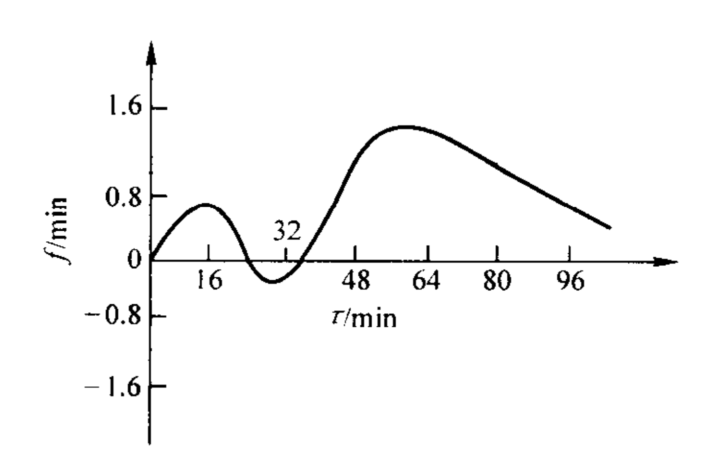


图 3.8-54 灰铸铁 T 形梁铸件挠曲变形发展过程

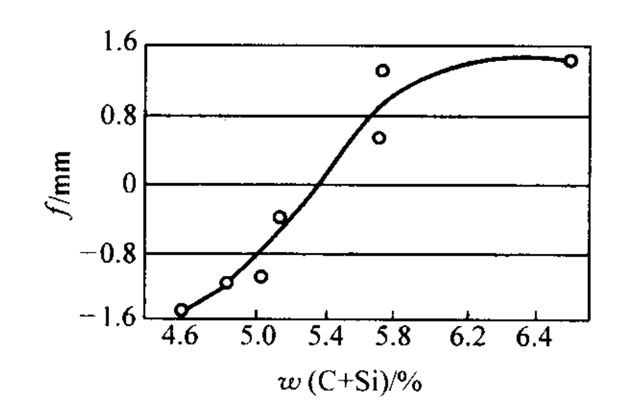


图 3.8-55 C + Si 含量对 T 形梁铸件残余变形的影响

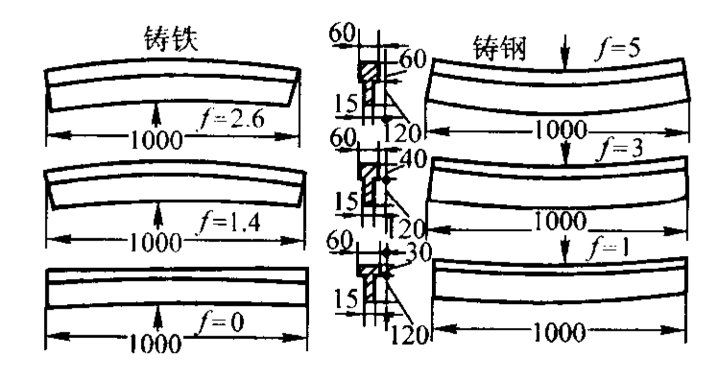


图 3.8-56 铸铁和铸钢件的挠曲残余变形

截面均匀的铸件在冷却速度不均时，也会发生挠曲变形。如平板铸件中心部分比边缘部分冷却慢，产生拉应力，而边缘部分产生压应力，发生挠曲残余变形（见图 3.8-57）。

(2) 铸件在存放和机械加工后产生的变形

处于应力状态的铸件是不稳定的，能自发地进行应力松弛和变形以减小内应力，趋于稳定状态。显然，有残余压应力的部分自发伸长，而残余拉应力的部分自动缩短，结果导致铸件发生挠曲变形。

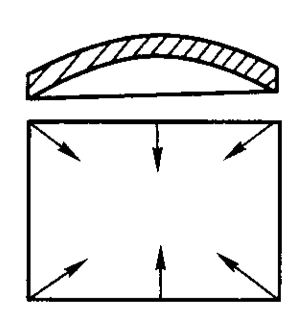


图 3.8-57 平板铸件的残余挠曲变形

机床床身导轨面较厚，侧面较薄，在冷却过程中存在温差，致使导轨面存在残余拉应力，侧面存在压应力。存放时发生挠曲变形，导轨面下凹，薄壁侧面外凸，如图 3.8-58 所示。

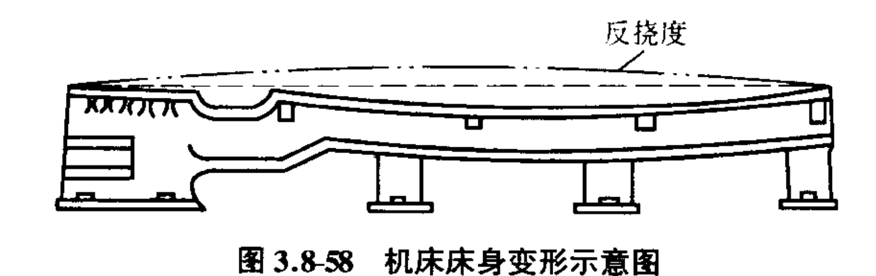


图 3.8-58 机床床身变形示意图

存在内应力的铸件经机械加工后，破坏了铸件中应力平衡条件，残余应力重新分布，经一段时间后，又会发生二次挠曲变形，使零件失去应有的精度。

铸件产生挠曲变形，往往只能减小应力，而不能完全消除残余应力。

产生挠曲变形的铸件，如果合金的塑性较好，可以矫正；对于脆性材料（如灰铸铁）则不易矫正，可能因加工余量不够而报废。

(3) 铸件的冷裂

冷裂是铸件中应力超过合金的强度极限而产生的。冷裂往往出现在铸件受拉伸的部分，特别是有应力集中的地方。影响冷裂的因素与影响铸造应力的因素基本是一致的。

冷裂外形呈连续直线状或圆滑曲线状，常常穿过晶粒，断口有金属光泽或轻微的氧化色。

形状复杂的大型铸件容易产生冷裂。有些冷裂纹在开箱清理后即能发现，有些则是因铸件内部有很大的残余应力，在清理和搬运时受到震击形成的。

图 3.8-59 是 ZG35CrMn 齿轮毛坯的冷裂纹。齿轮的轮缘和轮辐比轮毂薄，冷却较快比轮毂先收缩，并对轮毂施加应力，轮毂产生塑性变形。当轮毂开始收缩时，受到先已冷却的轮缘的阻碍，轮辐中产生拉应力，形成冷裂。

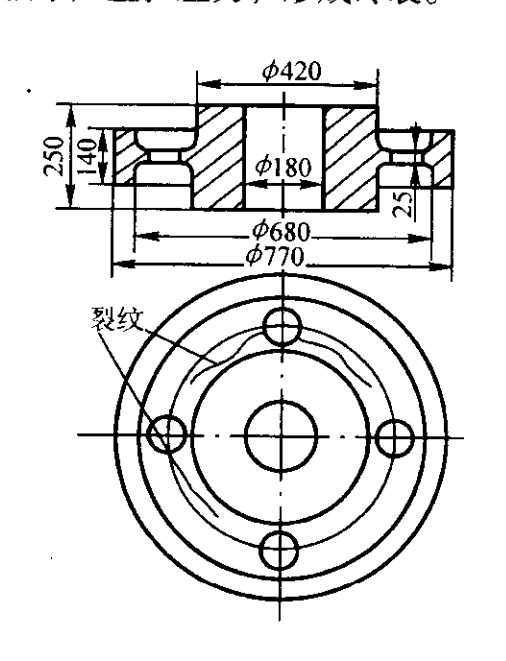


图 3.8-59 ZG35CrMn 齿轮毛坯的冷裂纹

合金的成分和熔炼质量对冷裂有重要影响。例如，钢中的 C、Cr 和 Mn 等元素，虽能提高钢的强度，且降低钢的导热性能。因而这些元素较高时，增大钢的冷裂倾向。磷增加钢的冷脆性，当 w（P）>0.1%时，其冲击韧度急剧下降，冷裂倾向明显增大。钢液脱氧不良时，氧化夹杂物聚集在晶界上，降低钢的冲击韧度和强度，促使冷裂的形成。铸件中非金属夹杂物增多时，冷裂的倾向性也增大。

铸件的组织和塑性对冷裂也有很大影响。如低碳镍铬耐酸不锈钢和高锰钢都是奥氏体钢，且都容易产生很大的热应力，但是镍铬耐酸钢不易产生冷裂，而高锰钢却极易产生冷裂。这是因为低碳奥氏体钢具有低的屈服极限和高的塑性，铸造应力很快就超过屈服极限，使铸件发生塑性变形；高锰钢含碳量偏高，铸件冷却时，在奥氏体晶界上析出脆性碳化物，严重降低了塑性，易形成冷裂。

（4）防止铸件产生变形和冷裂的途径

铸件产生冷裂和变形的原因是冷却过程中铸件各部分冷却速度不一致。因此，前节所述的防止铸件产生铸造应力的方法都可用于防止铸件产生变形和冷裂。

此外，从工艺上防止变形还可以采取以下措施。

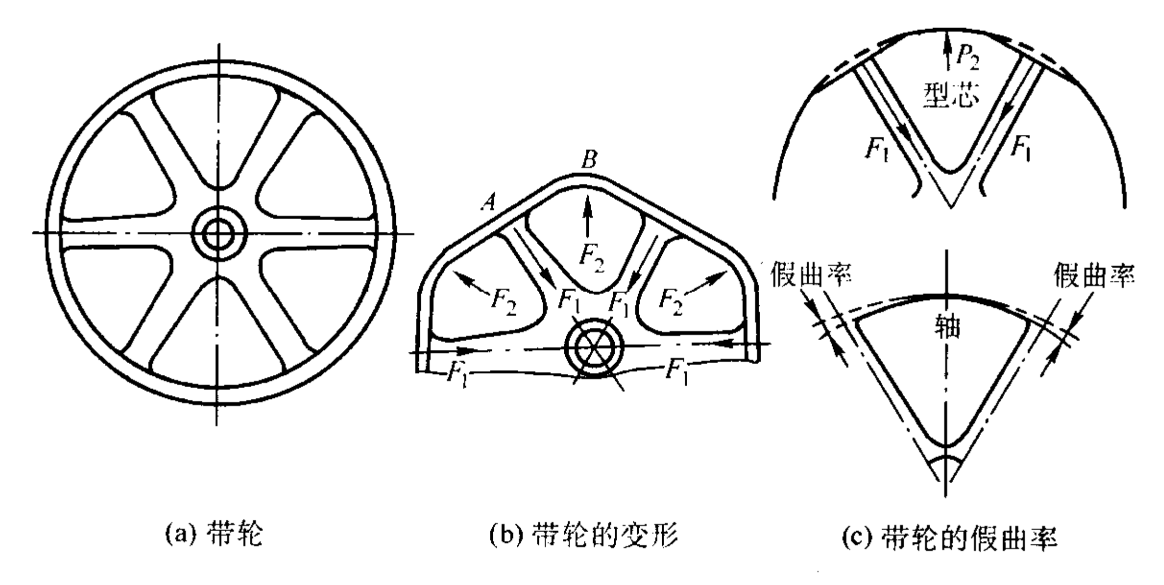
1）提高铸型刚性，加大压铁重量可以减小铸件的挠曲变形量。

2）控制铸件开箱时间。过早开箱，铸件温度高，在空气中冷却会加大内外温差，以致引起变形和开裂。但对于某些结构复杂的铸件，因铸型和型芯溃散性差，会引起冷裂。对易变形的重要铸件，可采用早开箱，并立即放入炉内保温缓冷的工艺

3）采取反变形措施。在模样上作出与铸件残余变形量相等、方向相反的预变形量，使铸件冷却变形后，尺寸和形状刚好符合要求。

例如，图 3.8-60a 所示的带轮，常产生如图 3.8-60b 所示的残余变形，在机械加工时，A 处加工余量不足，而 B 处加工后轮缘过薄。采用图 3.8-60c 所示的反变形（即假曲率），即可消除上述缺陷。

4）设置防变形肋。防变形肋能承受一部分应力，可防止变形。待铸件热处理后再将防变形肋去除。



(a) 带轮　(b) 带轮的变形　(c) 带轮的假曲率

图 3.8-60 带轮的变形

图 3.8-61 所示的铸件是以防变形筋保证 A、B、C 三点之间的尺寸（虚线所示为防变形肋）。条件许可时，可用浇注系统兼起防变形肋的作用。图 3.8-62a 所示的铸件常产生如图 3.8-62b 所示的变形，加防变形肋后（见图 3.8-62c），即消除了变形。

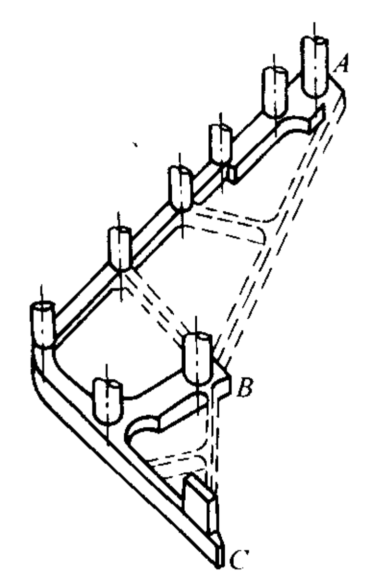


图 3.8-61 防变形肋的运用

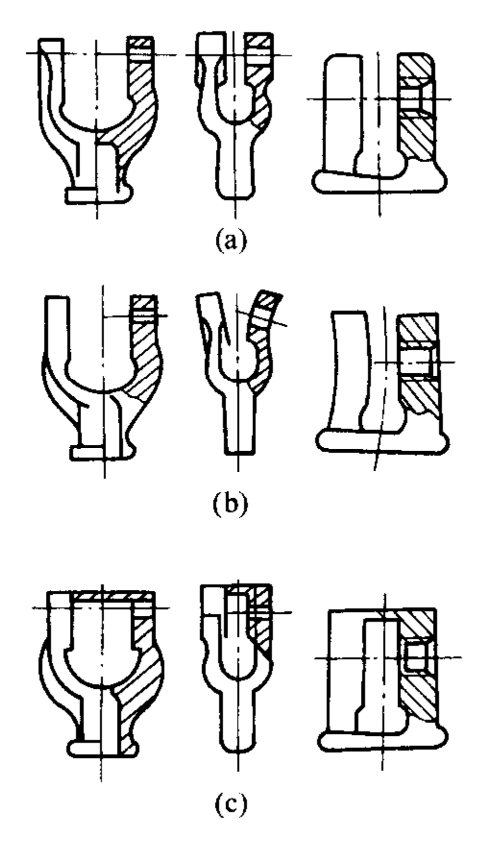


图 3.8-62 防变形肋的运用

编写：周彼德（哈尔滨工业大学）

第9章 铸造成形过程中的流变行为

1 绪论

流变学是专门研究各种状态（固态、液态、固-液混合态、液气混合态、固-气混合态等）物体的变形和流动的学科，并特别强调时间的因素。

这一定义是在1929年成立的美国流变学会所通过的，当时宣读了一批像沥青、润滑剂、油漆、塑料和橡胶等多种物体的流变性能和流变行为的论文，现在这一学科已广泛地应用于建筑工业、建筑材料工业、石油工业、塑料加工工业、制药工业、食品工业、医学领域、各种材料成形工程等领域之中。建立了生物流变学、塑料流变学、悬浮体流变学、建筑材料流变学等学科。在铸造成形工程中存在着大量的物体变形和流动的行为，其中不少问题需要用流变学的基础知识和流变学的研究方法给以理论和实际的解决。因此铸造工程从业者必须掌握流变学的知识，了解铸造生产中流变现象的特点和规律。为此本章将叙述一些流变学的基础知识，并介绍铸造成形工程中的流变现象和铸造材料的流变特性。

1.1 流变学的一些基本概念

有关物体的变形和流动的规律在很多力学科中（如材料力学、弹性力学、塑性力学、流体力学等）都有所涉及。在这些学科中，主要研究一定形状的物体（对固体言）和物体的组合在外力或内力作用下，并在一定条件下所出现的应力、变形和流动的情况，而对物体的流动变形特性考虑得较为简单和粗糙，对物体的真实流变特性研究得较少，常把物体流变性简单地归结为虎克弹体固体，牛顿黏性液体或塑性体，有时还经常把液体视为无黏性的理想液体，把固体视为不能变形的绝对刚体。在古典的铸造研究中，也常把正在流动充型和补缩的金属液视为牛顿液体；把高于某一临界温度的固态金属视为塑性体，把低于某临界温度的固态金属视为弹性体，而忽视了很多金属往往是既具有弹性，又具有黏性和（或）塑性的物体，如经晶粒非枝晶化处理后的半固态金属锭，外观似固体，可轻轻地夹持搬移，可是在加压出现切力的情况下却又能表现粘塑性的流动。大多数铸造涂料都是既有黏性、又有塑性和弹性的物体。所以铸造流变学就是要研究铸造工程中所用材料的真实流变性能和材料在铸造流程中出现的流变行为，以及它们对铸造生产的影响。

在研究方法方面，流变学可分为宏观流变学和微观流变学，宏观流变学把研究的对象——物体视为由很多元点连续地组成的，而研究的内容是物体在受力时所出现的物体内各元点间的相对运动（此时物体表现出流动和变形）。具有不同流变性能的物体，其中元点间的相对运动规律和元点间力的相互作用行为也不一样。宏观流变学不考虑物体的分子和原子组成的情况，一般也不考虑金属晶粒的结构特点。

宏观流变学认为大多数物体都是由两相或多相组成的分散体系，分散体系可分溶胶（相当于液体）和凝胶（相当于固体）。在溶胶中，密实的相或分散介质是液体，而被分散的相可以是液体（在乳浊液中），也可以是固体（在悬浮液中），甚至是气体。在凝胶中，主要组成物质是固相，但在整个体系中不是一个整体，常被其他相以颗粒和小块的形式所分隔。如固态和固相线温度附近的多晶金属都可被视为凝胶。对后者而言，晶粒之间有不同近序排列的薄层液体。

如果被分散相的最大质点比宏观流变学所研究物体最小元点的尺寸还要小，则可把此物体视为准均匀体。即指流变学所研究的元点中包含有很多被分散相的质点，对每个质点而言，其构造、成分、性能等可能是不一样的，但把它们随机地混在一个所研究的元点之中，而元点所表现的性能则是很多质点性能的综合，宏观流变学所研究的物体便成为“准均匀体”了。如果物体元点中所含有的分散相质点是各向异性的，则与前面一样元点的表现就应是“准各向同性”的了。因此在一般情况下，宏观流变学在研究时不考虑物体的不均匀性和各向异性❶。并且认为物体是不可被压缩的（虽然实际上许多被认为是密实的物体常是可压缩的）。

微观流变学研究的是两相或多相物体或材料，随着组成这些材料的各个相的流变性能的变化而变化的流变行为，这样，所研究的对象就不是均质的了。包含有两个方面的内容。

1）由物体的流变性能分析研究组成物体各个相的结构，流变性能特点。如研究为什么经晶粒非枝晶化处理后的半固态金属的流动性比未经处理的半固态金属好。

2）从组成相的已知流变性能出发，研究和分析复合物体的流动变形特点。如金属液中出现固相颗粒（如渣粒、晶粒）时，其流动性降低现象的解释，可以用爱因斯坦（Einstein）在研究泥石流时的论点进行分析。把金属液视为黏性液体，而固相颗粒是不易变形的固体，则金属液流动时，相邻的液层间会出现相对的元点位移，而处于几个液层中的不易变形的固相颗粒会阻碍这种位移的进行，使整个金属液表现的黏性变大，流动性降低，固相颗粒还可在其周围吸附一些金属液，“固相颗粒”尺寸增大，金属液整体流动时所遇阻力会更大，其表现的黏度也就更大了。

1.2 铸造成形过程中的一些流变学问题

铸件生产过程中，存在着大量的生产工艺操作，对铸件质量能产生影响的流动、变形过程，而这些过程的进行常紧密地与参与流动、变形的材料和物体的流变性能有关，下面就列举一些铸造成形过程中的流变学问题。

造砂型时，型砂在砂箱内的紧实过程就是裹有黏土和其它附加物层的砂粒、黏土团等颗粒状物的流动过程，还伴随有空气的挤压流动，颗粒物间的相互滑移、挤压都会引起相应的阻力和颗粒物的变形。因此不同的砂型紧实方法、型砂混合物的流变性能都会影响砂型的紧实过程和砂型最后的服役性能。型砂在紧实过程中常表现有弹性、黏性和塑性。如被压实后的型腔在静置过程中尺寸的缩小和变形就与型砂的“反弹”有关。气冲造型时，只有当空气压力达到一定数值后，型砂才能流动充填砂箱，这种现象就是塑性的表现。所以砂型和砂芯制造时的不少现象都是铸造流变学所关心的对象。

把涂料涂到铸型表面和涂料到达铸型表面上后的渗透、流平、淌滴的行为都是涂料的流动行为。熔模铸造时常用浸涂的方法把涂料涂覆在模组上制造型壳，此时也有涂料的流动行为。涂料流动行为最终的结果将反映在铸型表面涂料层和熔模型壳的质量上，对流动行为的直接影响因素就是涂料的流变性能。如涂料在铸型或模组表面上的涂覆厚度和均匀

❶ 近年来，兴起了对液晶（为各向异性体）的流变学研究，宏观流变学的这一概念可能会受冲击。

的程度、涂料在细沟、转角处的堆积、涂料表面的光滑程度、涂料黏附铸型的强度、涂覆后涂料的滴淌……都与涂料的流变性能有关。多数涂料流变性能的研究结果表明铸造涂料的流变性能是黏性、弹性、塑性的复杂组合，而且涂料的流变性能还有随流动速度和流动时间变化的特点。直到现在，在铸造涂料方面是铸造研究工作者应用流变学知识最为广泛和深入的领域。流变学的发展就曾和涂料（包括油漆）的流变性能研究有过紧密的联系，著名的流变学学科奠基者之一的美国科学家宾汉（Bingham E.C.）就是在研究涂料流变性能过程中发现了一种新的流变性能——宾汉体流变性能。

制造熔模（蜡模）时模料充填压型的过程也是模料本身流动和变形（因模料常以膏状充填压型型腔）的过程。模料的流变性能对模料充填压型型腔、复制型腔形状有很大的影响，所以如何配制最佳流变性能的模料，根据模料流变性能特点选择最佳的压铸工艺和设备、设计合理的压型时，铸造工作者在这方面的工作进行得还不够。

金属在从熔融状态充填铸型开始一直到凝固冷却成形的过程中总是处于流动变形的行为之中，而在金属充满型腔后液态金属中气泡、固态夹杂物、不能互溶的金属组分和液态熔渣团的沉浮，金属凝固过程中的补缩、应力和变形的传递，金属全部凝固后在型内的继续冷却不均匀收缩时，都有金属流动和变形行为的参与。所以铸件的缩松、缩孔、浇不到、冷隔偏析、夹渣、气孔、热裂、冷裂……等缺陷都与金属在不同状态时的流变性能有关，目前在铸件热裂流变学研究方面已引起了人们较多的注意，而在缩松、缩孔、偏析、夹渣、气孔等流变学研究方面已作了较多的实验和理论分析工作，提出了不少与古典铸造缺陷研究中简单地把液态金属视作牛顿液体，把固态金属视为虎克弹性体所作论点不同的观点，修正了用古典理论解释一些缺陷时所出现的与实际情况相矛盾的问题。

近三十多年来，自斯潘塞（Spencer D.B.）通过学位论文工作提出半固态金属成形新工艺以来，人们对半固态金属的流变性能和成形方法进行了大量的研究，因为很多成形方法之所以能实现是和半固态金属的流变性能有很大的关系。

此外，在制备覆膜砂时熔融热固性树脂流变性能对覆膜砂质量的影响，熔模陶瓷型壳焙烧时流变学现象也已引起了人们的注意。

2 材料的简单流变性能

材料的流变性能是复杂的，但很多复杂的流变性能都可用简单流变性能的不同组合予以描述，所以研究铸造材料流变性能前首先应对材料的简单流变性能给以充分的了解。虽然这些性能都是为研究方便而简化的理想流变性能，在自然界很难发现只具有一种简单流变性能的材料，但在工程中应用这种理想化了的流变性能概念却能基本解决实际问题，所以人们都把它们作为了解材料流变性能的基础。

2.1 胡克弹性体流变性能

物体在一定应力作用下产生一定的变形，而在撤去应力后变形可消失的流变性能称为弹性。故弹性即为物体恢复自己原来形状的能力，具有这种能力的材料又称有记忆的材料。最简单的弹性为胡克弹性，它是胡克（Hooke R.）在1678年归纳出来的。胡克弹性的特点是应力与应变同时产生或消失，在剪切情况下切应力 τ 与切应变 γ 的关系可用下式表示

$$\tau = G\gamma \qquad (3.9\text{-}1)$$

式中，G 为切变模量，也称第二弹性模量，Pa。

具有如上式所示应力与应变关系流变性能的物体（材料）称为胡克体。这种表示物体流动变形时应力与应变关系的数字式称为本构方程式，流变学所感兴趣的领域之一就是了解各种材料在流动、变形情况下的本构方程式，有时也把本构方程式称为流变学状态方程式，简称流变方程式。

胡克体的简单受切情况可如图 3.9-1 所示。

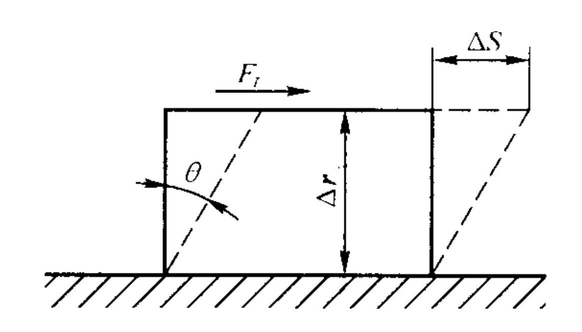


图 3.9-1 胡克体简单受切

在切力 F_τ 作用之前，物体的原来形状如实线所示，物体的厚度为 Δr，即为受切面间的距离。F_τ 的作用面积为 A，物体在 F_τ 作用下的切向变形量为 ΔS，则式（3.9-1）中的

$$\tau = F_\tau / A \qquad (3.9\text{-}2)$$

$$\gamma = \Delta S/\Delta r = \tan\theta \qquad (3.9\text{-}3)$$

如果胡克体只受简单的拉伸应力 σ，则式（3.9-1）变为

$$\sigma = E\varepsilon \qquad (3.9\text{-}4)$$

式中，ε 为拉伸应变；E 为弹性模量。

E 与 G 间的关系为

$$E = 9KG/(3K + G) \qquad (3.9\text{-}5)$$

式中，K 为体积弹性模量。

K 的物理意义系指，当一切材料（不管是固态或液态）在四周压力 F 作用下，其流变性能在很大程度上与虎克弹性体相似，此时物体的流变性能可用下式表示：

$$-F = K\varepsilon_V \qquad (3.9\text{-}6)$$

式中，负号表示物体受压；ε_V 为物体受压后的体积应变。

对不可压缩材料言，$K=\infty$，故式（3.9-5）便变为：

$$E = 9KG/(3K + G) = 9KG/3K = 3G \qquad (3.9\text{-}7)$$

物体在不同受力情况下表现出来的流变性能可用式（3.9-1）、式（3.9-4）或式（3.9-6）表示的，都是胡克弹性体，简称胡克体。此三式都是胡克弹性的本构方程式。

需要特别注意的是：不是所有弹性都是胡克弹性，只有变形能立刻相对应地反映应力的流变性能才是胡克弹性。有的弹性变形是延迟地反映出来的，这种弹性不是胡克弹性，如黏弹性（详见后）。

胡克弹性也可用图 3.9-2 上的坐标曲线表示，图中 β 的余切即为 G、E 或 K。

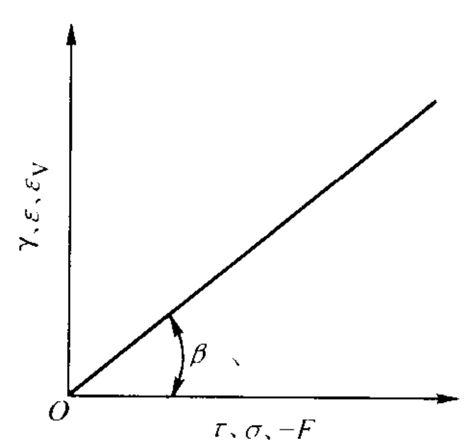


图 3.9-2 胡克弹性直线

流变学中，常用机械模型[1]表示的流变性能。胡克弹性

[1] 有的文献称为力学模型。

的机械模型为弹簧（见图3.9-3），弹簧上的拉力 F_H 模拟 τ、σ 或 $-F$；弹簧的刚度 E^* 模拟 G、E 或 K；弹簧的变形量 Δl 模拟应变 γ、ε 或 ε_V，因为弹簧的变形量与拉力之间的关系为

$$F_H = E^* \Delta l \tag{3.9-8}$$

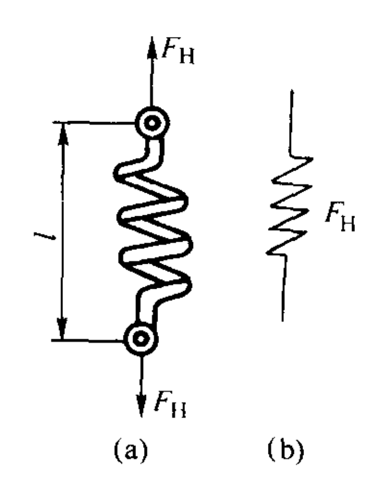


图3.9-3　胡克弹性的机械模型（a）及其符号（b）

胡克弹性模型的变形特性还可用 $F_H-\Delta l-t$（时间）的三维坐标表示（见图3.9-4）。当 $t=0$ 时，瞬间加载 F_{H_1}，即时出现胡克体的变形量 Δl_1，得 Oa 线，其斜率由 E^* 值决定。而后随着时间 t 的延长，F_{H_1} 不变，Δl_1 也不变，得直线 ab。在 $t=t_1$ 时，撤去载荷 F_{H_1}，Δl_1 马上消失，得 bt_1。再随着时间的延长，恢复原形的弹簧上没有任何残余变形。由折线 $Oabt_1$ 可知，胡克体的变形只与载荷大小有关，与时间无关。在胡克体上的载荷保持多久，其变形状态也保持多久。

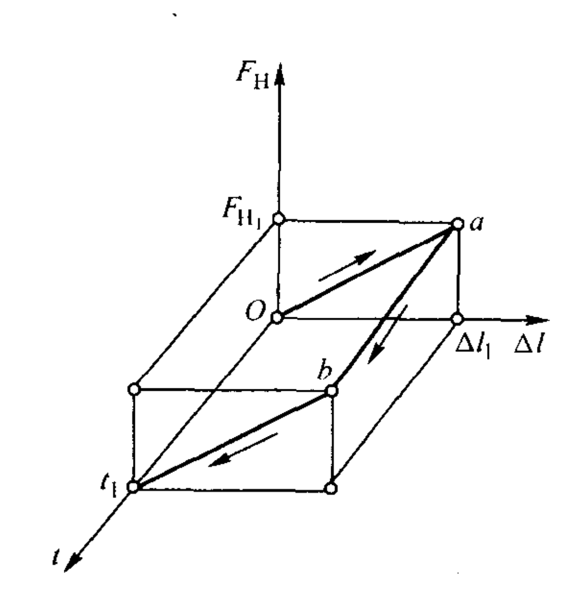


图3.9-4　胡克体的流变曲线

2.2　牛顿黏性体流变性能

牛顿黏性体的流变性能是牛顿（Newton I.）在1687年通过牛顿定理提出来的。

牛顿提出，当液体作层流直线流动时（见图3.9-5），液体层上的切应力 τ 与液层之间在流动法线方向上的速度梯度 dv/dr 成正比。即

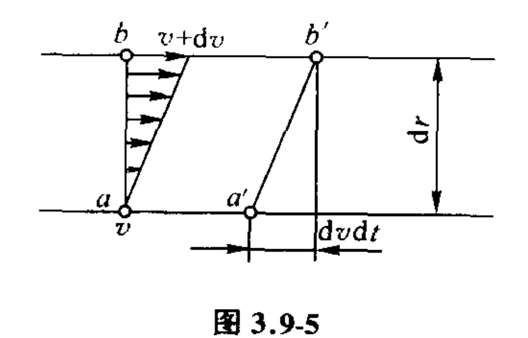


图3.9-5

$$\tau = \eta dv/dr \tag{3.9-9}$$

式中，η 为牛顿液体的动力黏度，也常简称为黏度。在国际单位制中，其单位为Pa·s，而在过去曾通用过的cgs单位制中，动力黏度的单位为P（泊），P = dyn·s/cm²，1 P = 0.1 Pa·s。η 表示牛顿液体中质点间出现相对滑移时所遇到阻力——内摩擦力的大小。

设在时间 $t=0$ 时，a、b 两点处于液流的垂直位置上，a 点以 v 的速度，b 点以 $v+dv$ 的速度流动，经 dt 时间后，a 点移动至 a' 处，b 点移动至 b' 处，aa' 的距离长度为 vdt，bb' 的距离长度为 $(v+dv)\,dt$，a、b 两点在 dt 时间内的流动距离差为 $dvdt=dS$，此 dS 与图3.9-1中的 ΔS 相当。因此可把式（3.9-9）中的牛顿公式作如下的改写

$$\begin{aligned}\tau &= \eta dv/dr = \eta dvdt/drdt = \eta dS/drdt \\ &= \eta d\gamma/dt = \eta\dot{\gamma}\end{aligned} \tag{3.9-10}$$

上式中 $dS/dr = d\gamma$ 可由式（3.9-3）知。而 $\dot{\gamma}$ 称为剪切速率，即为切应变的速度，s^{-1}。一般铸造操作中液体的剪切速率变化范围为 $10^{-6}\sim10^{7}s^{-1}$ 的数量级，一些铸造操作中出现的剪切速率数量级估算见表3.9-1。

表3.9-1　一些铸造操作中可能出现的 $\dot{\gamma}$ 值范围

铸造操作	$\dot{\gamma}$ 值变化范围/s^{-1}
涂料中粉粒的沉降	$10^{-6}\sim10^{-4}$
涂料在型面上的流平	$10^{-2}\sim10^{-1}$
涂料在重力作用下在型壁和自型、模上的流淌和滴淌	$10^{-1}\sim10^{1}$
流涂、刷涂和喷涂	$10^{3}\sim10^{4}$
浸涂	$10^{1}\sim10^{2}$
混和和搅拌	$10^{1}\sim10^{2}$
机器润滑	$10^{3}\sim10^{7}$

流体流动时，应力与应变速率是符合式（3.9-10）的规律的，此流体便称为牛顿流（液）体或牛顿体。

稀薄空气、水、甘油都可认为是牛顿体，室温下，空气的黏度为 10^{-5} Pa·s，水的黏度为 10^{-3} Pa·s，而甘油的黏度达1 Pa·s。

一般认为液体的黏度与其自由体积（指液体的实际体积与该体积中分子紧密堆砌到液体无法运动时的体积之差）有关，即自由体积越大，液体流动时质点间摩擦力就越小，液体表现的黏度也越小。对牛顿体言，黏度与温度的关系可用安屈列特（Andrade）方程表示，即

$$\eta = Ae^{E_n/RT} \tag{3.9-11}$$

式中，A 为给定切应力下表示液体分子量特征的常数；E_n 为流动活化能，$E_n = 2.09\times(10^7\sim10^8)$ J/kmol；R 为气体常数；T 为热力学温度。

液体的黏度还随压力呈指数增加，只有30℃以下的水，当压力从大气压改变至约 10^5 Pa时，黏度的变化极微。实际应用中，人们一般都忽略了压力的影响，认为黏度与压力无关。但在某些场合，当压力较大时，如润滑油受的压力超过1 GPa，还是应该考虑压力对黏度的影响。

还有运动黏度 ν，$\nu=\eta/\rho$（ρ 为密度），其单位为 $m^2\cdot s^{-1}$。

有的材料，如沥青，它的黏度很大（室温下达 10^8 Pa·s），如特劳通（Trouton）曾对沥青杆子作了抗拉试验，这说明黏性很大的牛顿体是可承受一定的拉应力的。因此牛顿体在受拉时的本构方程式应为

$$\sigma = \lambda\dot{\varepsilon} \quad (3.9\text{-}12)$$

式中，σ 和 $\dot{\varepsilon}$ 的意义可见式（3.9-4），$\dot{\varepsilon} = \mathrm{d}\varepsilon/\mathrm{d}t$；$\lambda$ 为杨氏（Young）相似黏度模量，又称拉伸时的黏度或特劳通系数，$\lambda = 3\eta$。

凡牛顿体在流动（变形）时，其中的应力都与流动（变形）的速率成线性正比。由上也可知，在力的作用下，物体是连续的、不可逆的，随时间增大的形状变化都可称为流动，如液体的流动，固体的流动（蠕变）。在应力撤去后，变化后的形状仍保持不变，这是牛顿体与虎克体的差别。牛顿体的切应力 τ 与剪切速率 $\dot{\gamma}$ 的关系如图 3.9-6 所示。

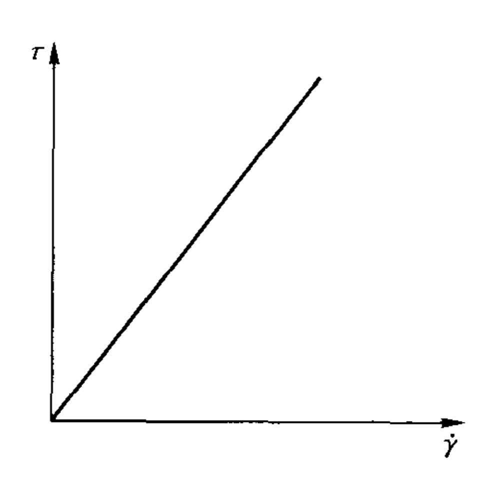


图 3.9-6 牛顿体的 $\tau - \dot{\gamma}$ 线

流变学中用黏壶（充满黏性液体的活塞缸，见图 3.9-7）作为牛顿体的机械模型，黏壶两端作用的拉力 F_N 模拟应力 τ 或 σ，活塞的移动速度 $\dot{\Delta} l$ 模拟 $\dot{\gamma}$ 或 $\dot{\varepsilon}$，活塞移动过程中遇到的黏性阻力系数 η^* 模拟 η 或 λ，这种黏壶中活塞移动的速度服从于下式：

$$\dot{\Delta} l = P_N/\eta^* \quad (3.9\text{-}13)$$

为简化制图，常用图 3.9-7b 所示符号表示牛顿体。

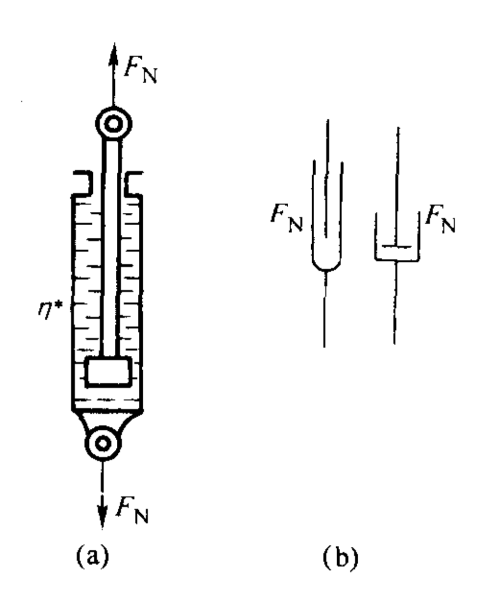


图 3.9-7 牛顿体的机械模型及其符号

也可用 $F_N - \Delta l - t$ 三维坐标表示牛顿体的流变性能（见图 3.7-8）。当时间 $t = 0$，开始给牛顿体加载 F_{N_1}，但黏壶活塞杆不能即时移动，在 OF_N 坐标轴上得 OF_{N_1}，在 F_{N_1} 保持不变情况下，随着时间的延续，活塞杆逐渐按式（3.9-17）的规律移动，至 $t = t_1$ 时得直线 $F_{N_1}a$。撤去 F_{N_1}，在时间 $t = t_1$ 处得垂直线 ab，活塞杆移动的距离 Δl_1 一直保持不变，得 bc。

由该图可知 F_{N_1} 作用的时间越长，Δl_1 也越大，即在牛顿体上切应力作用的时间越长，其流动的距离也越长。一撤去切应力，流动便停止。

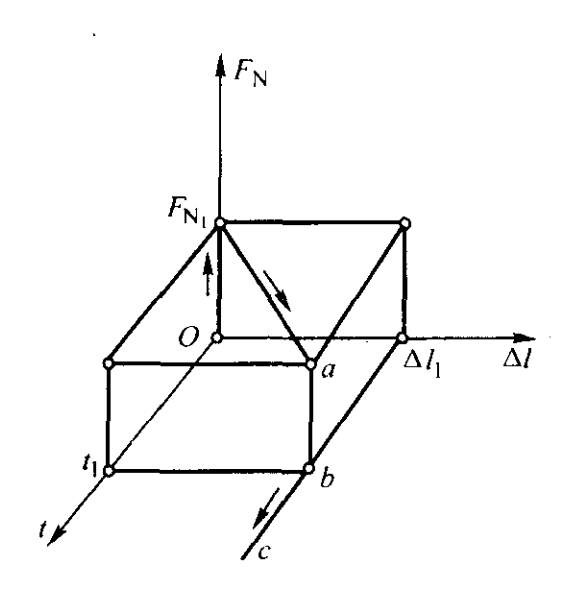


图 3.9-8 牛顿体的流变曲线

2.3 圣维南塑性体流变性能

圣维南（Saint Venant）塑性流动性能有如下特点：即对材料施加的应力小于某一临界值之前，材料不会流动或变形。而当应力达到此临界值，材料就出现不可逆的流动或变形，再增加载荷，材料内的应力不再增大，多加的载荷只能消耗在材料的流动、变形的速度方面。当圣维南塑性体是在切应力作用下流动、变形时，在圣维南塑性体上的应力关系为

$$\tau = \tau_s \quad (3.9\text{-}14)$$

式中，τ_s 为圣维南体的流动变形临界切应力值，称屈服点，也称屈服值[1]。此式即为圣维南体的本构方程式。材料在受拉力时，圣维南体的本构方程式便成为

$$\sigma = \sigma_s \quad (3.9\text{-}15)$$

式中，σ_s 为拉伸时的屈服点。

屈列斯加（Tresca）和圣维南还推论出：

$$\sigma_s = 2\tau_s \quad (3.9\text{-}16)$$

麦克斯韦（Maxwell）曾对塑性体下过定义：凡物体在小作用力情况下保持自己的形状，当切力达到或超过某极限值以后，在切力保持常数情况下，出现随时间而增大的切应变的材料，统称塑性体。物体的流变性能中出现屈服点是塑性体的特性。

流变学中，圣维南体的机械模型为干摩擦（见图 3.9-9）。载荷 F_s 模拟 τ 或 σ，而在摩擦面上的 f_s 模拟 τ_s 或 σ_s，当 $F_s < f_s$ 时，物体不能滑动（模拟变形）；当 $F_s = f_s$ 时，物体可作等速运动，故该模型中物体的滑动时：

$$F_s = f_s \quad (3.9\text{-}17)$$

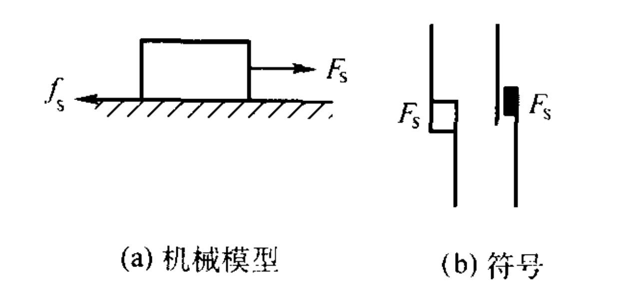


图 3.9-9 圣维南体的机械模型及其符号

有时干摩擦滑动会出现两个不一样的数值，即静摩擦力 f_s^{**} 和动摩擦力 f_s^{*}，前者在物体刚开始滑动时出现，后者在滑动开始后出现，$f_s^{**} > f_s^{*}$，故可得

$$F_s = f_s^{**} \quad (3.9\text{-}18)$$

$$F_s = f_s^{*} \quad (3.9\text{-}19)$$

[1] 铸造涂料、泥浆研究中，有些资料把它称为静切值。

f_s^{**} 称为上屈服点，f_s^{*} 称为下屈服点，一般情况下只有一个屈服点，即 $f_s^{**}=f_s^{*}=f_s$。但像软钢这种材料就有两个屈服点。

加载和卸载时圣维南体流变特性示于图 3.9-10 的三维坐标上。$t=0$ 时，给圣维南体加载，物体中应力先达到 f_s^{**}，而后立即下降至 f_s^{*}，得 Of_s^{**} 和 $f_s^{**}f_s^{*}$ 线。随后开始变形的滑动，在载荷保持常数 $F_s=f_s^{*}$ 情况下，得直线 $f_s^{*}a$。$t=t_1$ 时，撤去载荷 F_s，得 ab 线，而后变形 Δl_1，一直保留下来，得直线 bc。角 φ 的正切值即为圣维南体的变形速度 $\dot{\gamma}$，在时间 t_1 内的变形量为 $\gamma=\dot{\gamma}t$。

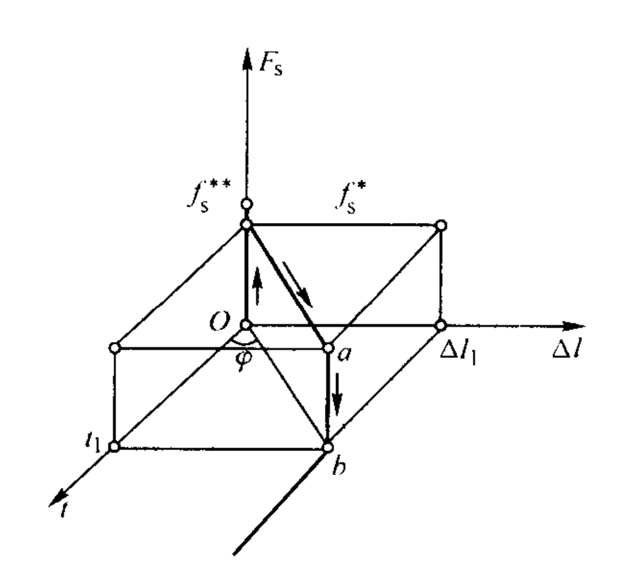


图 3.9-10　加载和卸载后的圣维南流变曲线

金属、铸造涂料、型砂、模料等都表现有圣维南塑性的流变性能。

3　材料的复杂流变性能

铸造材料中常见的流变性能大多不是用简单的虎克弹体、牛顿黏性或圣维南塑性所能单独表示的，可是却可用它们的复杂组合给以表示。还有一些流变性能是不能用上述三种简单流变性能的任何组合予以表示，但却能在铸造中遇到，本节将把这些铸造从业者常遇到的复杂流变性能给以叙述。

3.1　开尔芬体流变性能

开尔芬体流变性能可用虎克体和牛顿体的机械模型的并联予以表示（见图 3.9-11）。也可用下述机械模型的结构式表示。

$$K=H\mid N \tag{3.9-20}$$

式中　K、H 和 N——开尔芬体、虎克体和牛顿体的符号；
"|"——并联的符号。

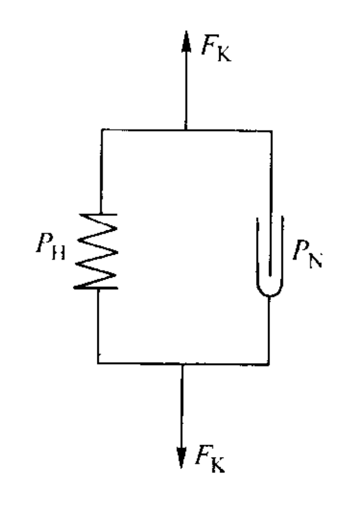


图 3.9-11　开尔芬的机械模型

由此机械模型根据式（3.9-8）和式（3.9-13）可得

$$F_K=F_H+F_N=E^*\Delta l+\eta^*\dot{\Delta l} \tag{3.9-21}$$

在此式中代入机械模型参数模拟的物理量，得

$$\tau=G\gamma+\eta\dot{\gamma} \tag{3.9-21}$$

此即为开尔芬体［又称沃伊特（Voigt）体］的本构方程式。该式中 τ、γ 和 $\dot{\gamma}$ 都是时间 t 的函数，此式又是 γ 的线性微分方程式，对此式积分可得

$$\gamma=\exp[-G(t-t_0)/\eta][\gamma_0+\int_{t_0}^{t}\tau\exp(Gt/\eta)\mathrm{d}t] \tag{3.9-22}$$

式中，t_0 为初始时刻；γ_0 为 $t=t_0$ 时的 γ，即初始变形。

如作用在开尔芬体上的切应力不随时间变化，$\tau=\text{const}=\tau_c$；设 $t_0=0$，则上式变为

$$\gamma=\tau_c/G+(\gamma_0-\tau_c/G)\exp(-Gt/\eta) \tag{3.9-23}$$

1）如果上式中物体在 $t=t_0$ 时的变形量 $\gamma_0=0$，则式（3.9-23）变成

$$\gamma=\tau_c/G[1-\exp(-t/\theta_1)] \tag{3.9-24}$$

式中，$\theta_1=\eta/G$。

由此式可知，当在开尔芬体上作用一不随时间变化的切应力后，它不马上发生变形，随着时间的延长，其变形量随时间按指数曲线增大。这种不稳定的蠕变现象称为弹性前效，由下面可知，这种变形在应力撤去以后是可以消失的。此式中 θ_1 的单位为时间 s，此值的大小决定了 $\exp(-t/\theta_1)$ 的收敛速度，即弹性前效的发展速度，故 θ_1 称为前效时间，$1/\theta_1$ 称为渐息系数。

2）在 $t=t_1>0$ 的时刻，卸去开尔芬体上的载荷，即使式（3.9-23）中的 $\tau_c=0$，得

$$\gamma=\gamma_0\exp[-(t-t_1)/\theta_1] \tag{3.9-25}$$

式中，γ_0 为物体在 $t=t_1$ 时的初始应变，此值可由式（3.9-23）中得到。

由此式可知，在变了形的开尔芬体上卸去应力，它的应变量 γ 不是马上消失，而是随着时间 t 的延长逐步减小直至消失，此种现象称为弹性后效。有的文献称弹性后效为推迟弹性应变。

弹性前效和弹性后效之所以在开尔芬体上出现，主要是由于机械模型中并联的牛顿体黏性阻碍了物体在受载和卸载后的变形。使开尔芬的弹性变形延迟出现，故开尔芬体的弹性称为黏弹性，弹性前效也可称为弹性后效，θ_1 也可称为后效时间。

开尔芬体流变特性也可用 $F-\Delta l-t$，也即 $\tau-\gamma-t$ 三维坐标示出（见图 3.9-12），在此图中需注意在时间 $O\sim t_1$ 间的 $\tau_c a$ 和 t_1 以后的 bc 曲线，它们的走向由式（3.9-24）和式（3.9-25）决定，该两曲线也可由它们在 γOt 坐标面上的投影示出，见图 3.9-13。由此图可知，加载时的蠕变向 $\gamma=\tau_c/G$ 直线渐近，而卸载后变形消失的曲线向 $\gamma=0$ 渐近。

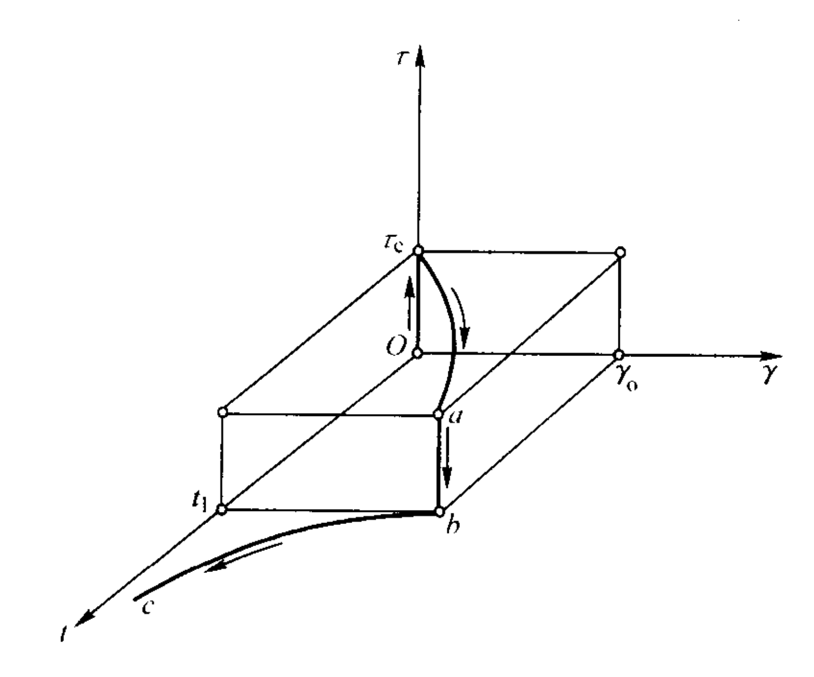


图 3.9-12　开尔芬体流变曲线

在 $t=0$ 时对此曲线作切线，与 $\gamma=\tau_c/G$ 线相交与 a 点，由 a 点作垂直线交横坐标于点 a'，oa' 即为 θ_1；在 $t=t_1$ 的曲线作切线交横坐标于 b，t_1b 也为 θ_1。此结论可通过对式（3.9-24）和式（3.9-25）取对时间的导数得出。

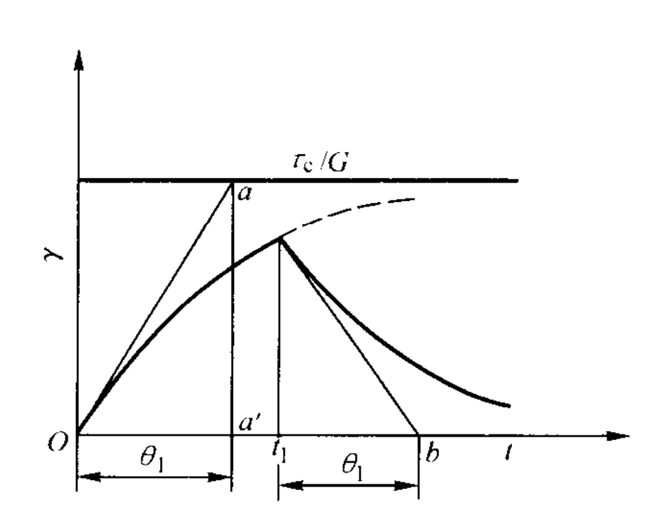


图 3.9-13 恒载和卸载时开尔芬的 $\tau-t$ 曲线

铸造中常用的黏土团就具有开尔芬体式的黏弹性，黏土团中细砂粒和黏土中更细小的胶体质点连成“网”状，“网”孔隙中充满黏性的液体和水网本身有弹性，故黏土具有开尔芬体的黏弹性。主要由黏土包裹的砂粒组成的砂型的型（芯）砂也有黏弹性，在高压造型后，砂型静置中出现的型砂反弹现象就是弹性后效的表现。工程中常见的弹簧钢，在表现弹性的同时也有黏性在起作用，多次反复压缩、放松弹簧时弹簧本身温度的提高就是由弹簧变形时，其材料中质点间的内摩擦引起的。弹簧随载荷变化而相应出现的变形量变化实际上也不是即时的，有黏性延滞的原因，不过由于其后效时间很小，在工程中常被忽略而已。半固态铸造合金也有开尔芬体的流变性能。

3.2 麦克斯韦体流变性能

麦克斯韦（Maxwell）在 1868 年提出了一种可用牛顿体和虎克体串联的模型（见图 3.9-14）表示的流变性能，其模型结构式为

$$M=H-N \tag{3.9-26}$$

式中，M 为麦克斯韦体；“－”为串联符号。

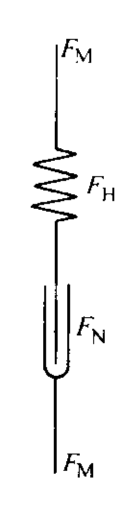


图 3.9-14 载荷为 F_M 的麦克斯韦体模型

由此模型可得

$$\dot{\Delta} l_M=\dot{\Delta} l_H+\dot{\Delta} l_N \tag{3.9-27}$$

式中，$\dot{\Delta} l_M$、$\dot{\Delta} l_H$ 和 $\dot{\Delta} l_N$ 各为麦克斯韦体、虎克体和牛顿体的变形速度。

由式（3.9-8）、式（3.9-13）可将此式改写成

$$\dot{\Delta} l_M=\dot{P}_H/E^*+P_N/\eta^* \tag{3.9-28}$$

将此式中符号的模拟物理量代入，可得麦克斯韦体的本构方程式

$$\dot{\gamma}=\dot{\tau}/G+\tau/\eta,\ t>0 \tag{3.9-29}$$

此式为 τ 的线性微分方程式，其解为

$$\tau=\exp[-G(t-t_0)/\eta][\tau_0+G\int_{t_0}^{t}\dot{\gamma}\exp(Gt/\eta)\mathrm{d}t] \tag{3.9-30}$$

式中，τ_0 为 $t=t_0$ 时的初始切应力。

如果设 $\dot{\gamma}=\mathrm{const}=\dot{\gamma}_c$，$t_0=0$，则上式变为

$$\tau=\eta\dot{\gamma}_c+(\tau_0-\eta\dot{\gamma}_c)\exp(-t/\theta_2) \tag{3.9-31}$$

式中，$\theta_2=\eta/G$。

1）在时间 $t_0=0$ 时，在麦克斯韦体上作用一个切应力，使它出现一种不随时间变化的应变 γ_c，故式（3.9-31）中 $\dot{\gamma}_c=0$，该式变为

$$\tau=\tau_0\exp(-t/\theta_2) \tag{3.9-32}$$

此式说明：在麦克斯韦体上作用 τ_0 以后，物体在保持最初变形的情况下，其中应力 τ 却随着时间 t 的延长而逐渐按指数曲线规律变小。这种材料在保持一定应变量情况下，内部应力逐步变小的现象称为应力松弛。由模型可知：$t=0$ 时施加载荷引起的应变是由虎克体表现出来的纯弹性应变，而后随着时间的延伸，串联的牛顿体出现变形，在保持整体变形量一定的情况下，虎克体收缩，故而内部应力变小。

麦克斯韦体在 $\tau-\gamma-t$ 三维坐标上的流变松弛曲线就是图 3.9-15 上的 $Oa'b'c'd'$ 线。它在 $\tau-t$ 坐标上的投影线示于图 3.9-16 上，由该曲线 $t=0$ 时 τ_0 点上作的切线与横坐标交于 t'，Ot' 即为 θ_2。此结论可对式（3.9-32）取对时间的导数推理得到。θ_2 称为松弛时间。

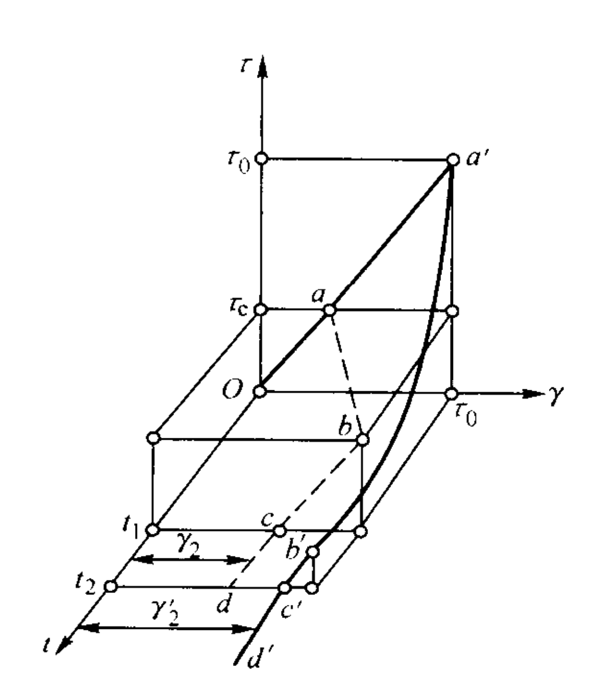


图 3.9-15 麦克斯韦体的流变性能曲线

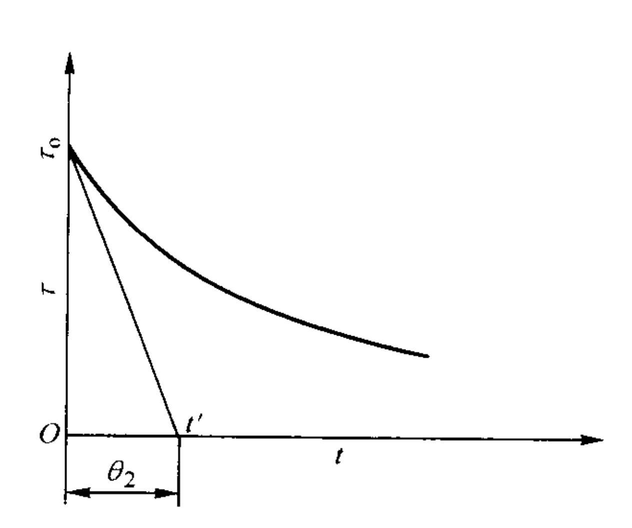


图 3.9-16 麦克斯韦的应力松弛曲线

由上可知，松弛是物体的一种不依赖于时间的变形时，能使应力随时间而减小的特性。

2）如在 $t=0$ 时，对麦克斯韦施加不随时间变化的切应

力 τ_c，则由式（3.9-29）可得

$$\tau = \eta\dot{\gamma} \quad (3.9\text{-}33)$$

此式与牛顿体本构方程式一样，它说明麦克斯韦体上的不变切应力，会使麦克斯韦体出现如牛顿体那样的流动。麦克斯韦体这种流动性能在图3.9-15上用实、虚线 *Oabcd* 标出。

由图3.9-15上的曲线可知，自麦克斯韦体上撤去切应力后，变形后的麦克斯韦体可减去一部分变形量，但仍留下残余变形量 γ_2、γ'_2，因此可把麦克斯韦流变性能视为有弹性的黏性，即弹黏性❶。

既有弹性又有黏性的材料出现弹性或黏性的程度与材料本身的 G 和 η 值相互关系数 θ 值有关，如麦克斯韦体的松弛时间 θ_2 越小，物体黏性（液体）表现的程度就越大；θ_2 越大，其流变性能越接近于弹性（固体）。如水实际上有弹性，只有其松弛时间 θ_2 很小，约为 10^{-13} s，故它显示的是牛顿体流变性能。又如岩石，其松弛时间约为 10^{10} s，它在一般情况下便呈现固体的特性。弹黏性的弹性、黏性呈现程度还和应力的作用时间有关，如果应力作用时间小于 θ_2，则物体呈现固体特点。所以人脚移动一步的时间如小于 10^{-13} s，则人就可在水上走。而从地质年代的时间尺度上来考察岩石，它就像液体那样在流动着。θ_2 值还随温度升高而变小，物体更易松弛。

在物体上定应力下，表现出来的变形速度为定值的麦克斯韦流变性能也称为蠕变，这是稳定的蠕变。

高温时的固态金属、聚合物的熔体、在焙烧中内部出现玻璃相的熔模型壳都有麦克斯韦流变性能。

3.3　宾汉体流变性能

在1910年，宾汉（Binghain）在研究油漆的流变性能基础上提出了宾汉体流变性能的机械模型（见图3.9-17）。其模型的结构方程为

$$B = H - (N/S)$$

式中　B——宾汉体。

当作用的载荷 $F_B \leqslant F_S$，此模型的（N/S）部分不会出现变形，所以利用此模型可建立下面的数学式：

$$\Delta\dot{l} = \dot{\gamma} = \begin{cases} \dot{F}_B/E^* = \dot{\tau}/G \quad (F_B \leqslant F_S)(\tau \leqslant \tau_s) \\ \dot{F}_B/E^* + (F_B - F_S)/\eta^* = \dot{\tau}/G + (\tau - \tau_s)/\eta \\ \qquad (F_B > F_S)(\tau > \tau_s) \end{cases} \quad (3.9\text{-}34)$$

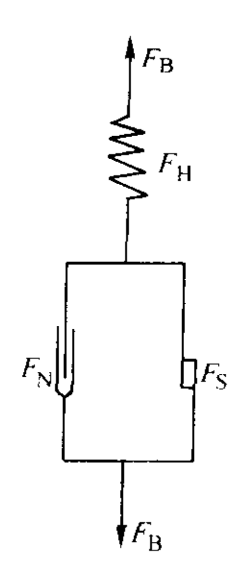


图3.9-17　宾汉体的机械模型

此式的上面式的解为 $\tau = G\gamma$，这说明在宾汉体上作用的应力小于或等于其屈服点值时，该物体的变形规律如虎克体，似固体那般。而式（3.9-34）的下面式子为（$\tau - \tau_s$）的线性微分方程式，则宾汉体的广义本构方程式为

$$\tau = \exp[-G(t-t_0)/\eta][(\tau_0 - \tau_s) + G\int_{t_0}^{t} \dot{\gamma}\exp(Gt/\eta)\mathrm{d}t] + \tau_s \quad (3.9\text{-}35)$$

如果在宾汉体上作用的应力使其变形速度不随时间变化，则上式中 $\dot{\gamma} = \mathrm{const} = \dot{\gamma}_c$，并取 $t_0 = 0$，此式变为

$$\tau = \eta\dot{\gamma}_c + [(\tau_0 - \tau_s) - \eta\dot{\gamma}_c]\exp(-t/\theta_n) + \tau_s \quad (3.9\text{-}36)$$

式中，$\theta_n = \eta/G$。

如在 $t = t_0 = 0$ 时，在宾汉体上作用初始应力 τ_0，并使变形量 γ_0 一直保持不变，即 $\dot{\gamma}_c = 0$，则由式（3.9-36）得

$$\tau = (\tau_0 - \tau_s)\exp(-t/\theta_n) + \tau_s \quad (3.9\text{-}37)$$

这说明宾汉体有应力松弛的流变性能。

如在 $t = 0$ 时给宾汉体施加应力 $\tau = \mathrm{const} = \tau_c$，则由式（3.9-34）的下面式子可得

$$\tau_c = \tau_s + \eta\dot{\gamma} \quad (3.9\text{-}38)$$

此式说明宾汉体在不变应力作用下，能产生如牛顿体那样的流动——蠕变。宾汉体流动又称黏塑性流动。

宾汉体在 $\tau \leqslant \tau_s$ 时的流变曲线可见图3.9-18的 $Oa''b''t_1$。t_1 为卸载时间。而 $\tau > \tau_s$ 时的应力松弛曲线和牛顿体流动曲线可见该图的 *Oabcd* 和 $Oa'b'c'd'$。黏塑性流动在撤去应力后都留下不可逆残余变形。

宾汉体的松弛时间 θ_n 与麦克斯韦体相似，可在 γ_0 平面上松弛曲线的 $t = 0$ 点上作切线与 $\tau = \tau_s$ 线相交，此交点的时间坐标即为 θ_n 值。

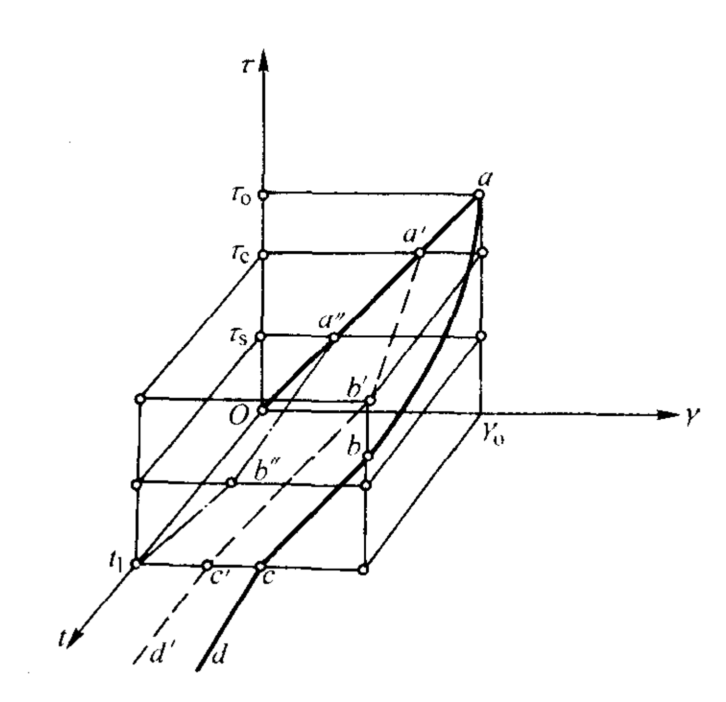


图3.9-18　宾汉体的 $\tau-\gamma-t$ 流变曲线

由上分析可知，宾汉体是一种带有塑性（屈服点）的弹黏性物体，当作用在它上面的应力小于或等于屈服值时，物体表现有固体的特性；而当应力大于屈服值时，物体又呈现流体的性能，在 $\dot{\gamma}-\tau$ 坐标上，可明显看出宾汉体和牛顿体的流变线不同点（见图3.9-19）。宾汉体在 $\tau \leqslant \tau_s$ 时 $\dot{\gamma}$ 都为零。而牛顿体则在任何 τ 值时，都有相应的流动速度 $\dot{\gamma}$。

如在式（3.9-38）的等号两边都除以 $\dot{\gamma}$，则得

$$\tau_c/\dot{\gamma} = \eta + \tau_s/\dot{\gamma} \quad (3.9\text{-}39)$$

该式中 $\tau_c/\dot{\gamma}$ 为用按牛顿定理所制黏度计测得的黏度值，对不服从牛顿定理的物体言，这个黏度称为表观黏度 η_a，所以上式可写成

$$\eta_a = \eta + \tau_s/\dot{\gamma} \quad (3.9\text{-}40)$$

此式说明：宾汉体在 $\tau > \tau_s$ 时流动时所表现的黏度会随着流动速度的增大而变小，向宾汉体中的牛顿体黏度 η 靠近。这种行为称为剪切变稀或剪切稀释。

❶　有的文献把黏弹性和弹黏性统称为黏弹性。

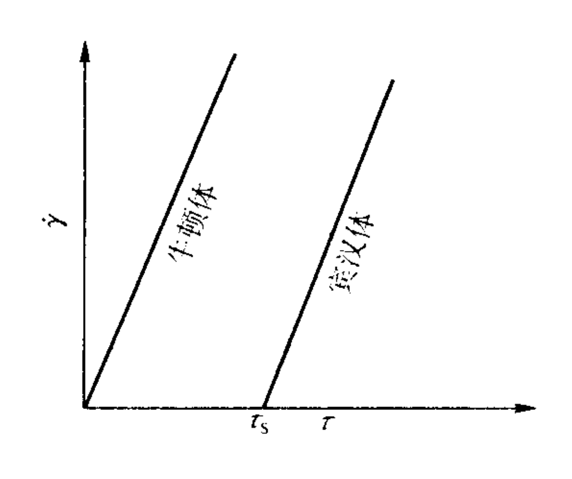


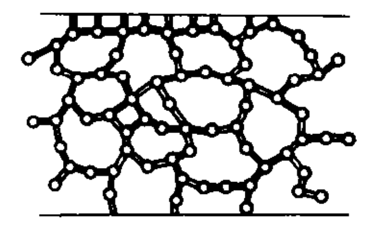
图 3.9-19

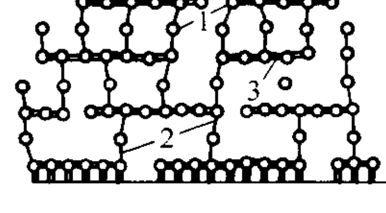
泥浆、污水、含有白垩粉和砂粒的悬浮液、制熔模的模料、铸造涂料、液态和液固态合金都有宾汉体的流变性能。一些材料的 τ_s 和 η 值列于表 3.9-2 中。

表 3.9-2　一些物体的 τ_s 和 η 值

物体	τ_s/Pa	η/Pa·s
油漆	10^7	0.1
面团	10^8	10^2
水泥浆	10^9	10
砂、沥青混合料	10^{11}	10^{10}

材料之所以具有宾汉体那样的流变性能可用材料的三维网络结构理论予以解释。作为分散体系的材料，由于其组成的不同，组成该体系的各种基团和质点可能会受氢键、静电力、范德华力、离子键等的作用组成了立体网络结构（见图 3.9-20a）。这种结构的坚固性足以承受一定值的切应力，使之只能发生弹性变形而不破坏；网络结构在破坏前所能承受的最大切应力便是屈服值。当切应力超过屈服值时，首先被破坏的是与切应力方向垂直的横链，链上的键断裂、有些基团和质点转移到与切应力方向一致的纵链上（见图 3.9-20b），网络结构抵抗切应力的力量减弱，材料出现流动。当切变速率增大时，上述网络结构的破坏情况加剧，横键的数量更少、更弱，材料表观的黏度便随着切变速率的增大而变小了。当切变速率增大到一定程度时，横键几乎都断了，基团和质点都被挤到纵链上去，材料的黏度也如牛顿体的黏度，不变化了，此时式（3.9-40）中的 $\tau_s/\dot{\gamma}$ 值已变得很小。在 $\dot{\gamma}$ 值再增大的一定范围内，η_a 的变化已不明显了。$\dot{\gamma}$ 值的进一步增大便引起紊流、纵链也给破坏了。撤除应力，材料停止流动，在各种键力的作用和质点、基团布朗运动的情况下，未完全破坏网络中纵链发生摆动弯曲，又形成新的横链，网络结构恢复（见图 3.9-20c），材料又重新显示静止状态的流变性能。


(a) 开始流动前



(b) 流动中

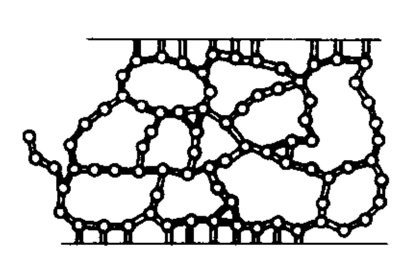

(c) 终止流动

图 3.9-20　材料的三维网络结构
1—基团或质点；2—横键；3—纵键

对于含有聚合物的材料而言，其中的被分散相除了颗粒状的基团和质点外，还可能有线状的分子链段（如含高分子材料乳胶、松香、聚乙烯醇的铸造涂料），这些分子链段由于其本身的转动和蠕动会相互缠结在一起，形成很多缠结点，同时也会使缠结点解开，在一定的条件下，形成和解开的缠结点数目会达到一定的动态平衡。这种三维网络结构也会使材料表现一定的黏度。材料静态时，分子链段的缠结密度最大网络会表现出一定的抗拒流动破坏的强度，表现出弹性和屈服点。材料流动时，分子链段趋向于顺流动方向理顺，使缠结点解开速度增大，新缠结点的形成速度变小，材料内的缠结点密度相应减小，材料的流动速度越大（即切变速率越大），缠结点的密度越小，材料显示的表观黏度也越小了。如果再考虑高分子材料与材料中的颗粒被分散相间的键力，它们相互间的吸附，那三维网络结构便更复杂了。

材料的流变性能可用三维网络结构解释的称为结构材料，如很多铸造涂料的流变性能都可用三维网络结构解释，这样的涂料称为结构性涂料。

图 3.9-19 上所示的宾汉体 $\dot{\gamma}-\tau$ 线是一条理想线，由网络结构理论可想象：当材料的流变行为由如固体向如液体转变时，不能是突然性的，而应是逐渐转变的，因为网络的破坏程度是随 $\dot{\gamma}$ 的增大而逐渐变大的，所以真实的宾汉体 $\dot{\gamma}-\tau$ 的流变曲线应如图 3.9-21 所示。图中 *AB* 弧形段相当于表观黏度 η_a 随 $\dot{\gamma}$ 增大而变小的阶段，因为这段曲线每点上切线的斜率倒数正是材料的表观黏度 η_a。直线 *BC* 段斜率的倒数为宾汉体内牛顿体元件的黏度 η。虚线 *CD* 表示材料流动已进入紊流状态。*BC* 线向下的延伸线交横坐标于 τ_y，此即为图 3.9-19 宾汉体流变线上的 τ_s，称为表观屈服值或宾汉屈服值。开始出现流动 *A* 点处的 τ_s 值称上屈服值，由 *B* 点画垂直线与横坐标的交点 τ_d 称下屈服值。但在实践中大多采用 τ_y 作为具有宾汉体流变性能材料的屈服值。

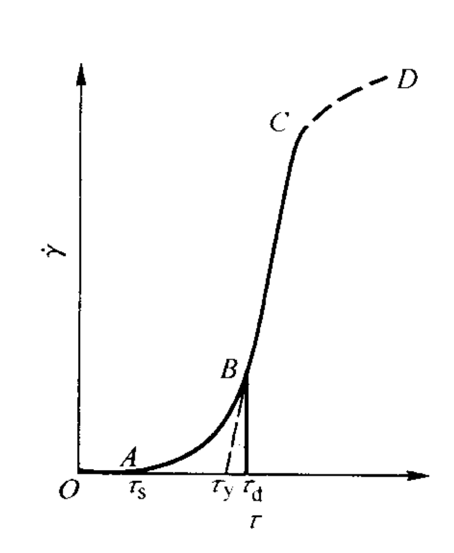


图 3.9-21　真实的宾汉体 $\dot{\gamma}-\tau$ 流变曲线

图 3.9-22 所示是熔模铸造时制模用的石蜡和硬脂酸以 1:1 比例加热混制模料的 $\dot{\gamma}-\tau$ 流变曲线。这些温度在 43～50℃范围间模料的曲线形状与图 3.9-21 所示曲线非常相似。

3.4　普朗特体流变性能

普朗特（Prandt）研究的流变性能是一种金属材料处于室温状态时较普遍表现的弹塑性，它可用机械模型虎克体和圣维南体的串联来表示（见图 3.9-23a）。

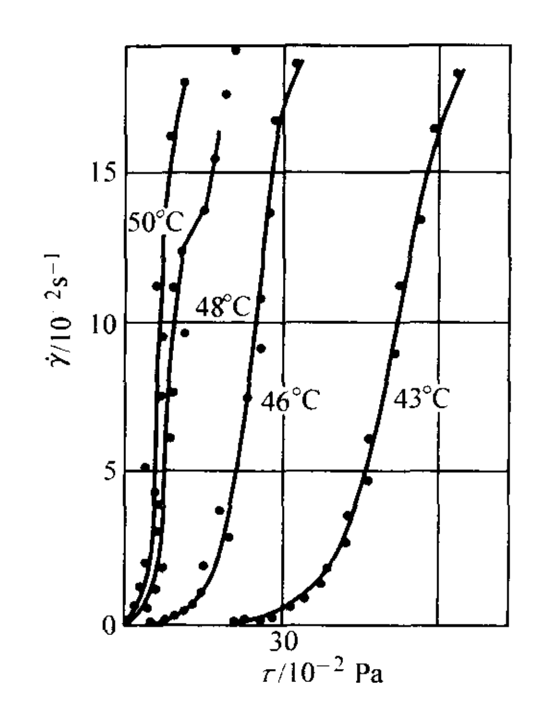


图 3.9-22 石蜡-硬脂酸模料的流变曲线

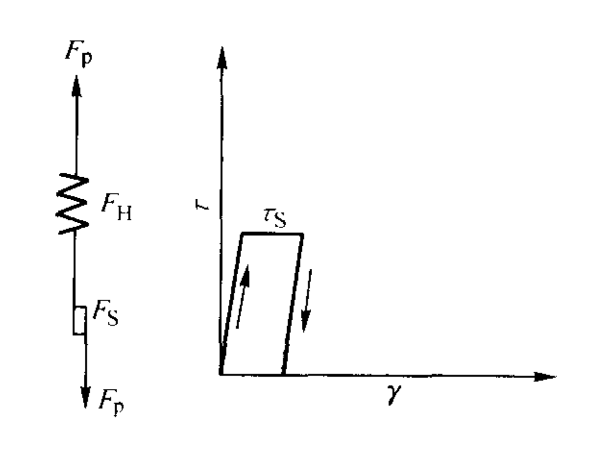


图 3.9-23 普朗特体的机械模型和流变曲线

当在该物体上作用的应力 $\tau < \tau_s$ 时，物体表现出虎克弹性体的性能，如图 3.9-23b 中箭头向上的斜线段所示。在 $\tau = \tau_s$ 时，圣维南体参与变形，在流变曲线上出现 τ_s 值的水平线。撤去应力后，虎克体变形消失，如流变曲线上的箭头向下的斜线段所示。但是塑性变形的数值是残留下来了。一般钢材受拉时就表现出这种流变性能。

3.5 流动中黏度不保持常数的黏性体流变性能

3.5.1 假塑性体和胀流体流变性能

由 2.2 节知，牛顿黏性体在流动中黏度总保持为常数，不变化，可是有不少黏性体，在流动时 τ 与 $\dot{\gamma}$ 不呈线性关系，重要的原因是因为流体的黏度在流动时发生了变化。图 3.9-24a 示出了一种假（伪）塑性体的 $\tau-\dot{\gamma}$ 曲线，与图 3.9-6 所示的牛顿体 $\tau-\dot{\gamma}$ 线不同，它是一种向下弯曲的曲线，即随着剪切速率的增大，切应力的增大速度相对较慢，即流体表现的黏度随着 $\dot{\gamma}$ 的增大变得越来越小了。可用黏度的“幂律”模型演算得到此种流变性能的本构方程式：

$$\tau = K\dot{\gamma}^n \qquad (3.9\text{-}41)$$

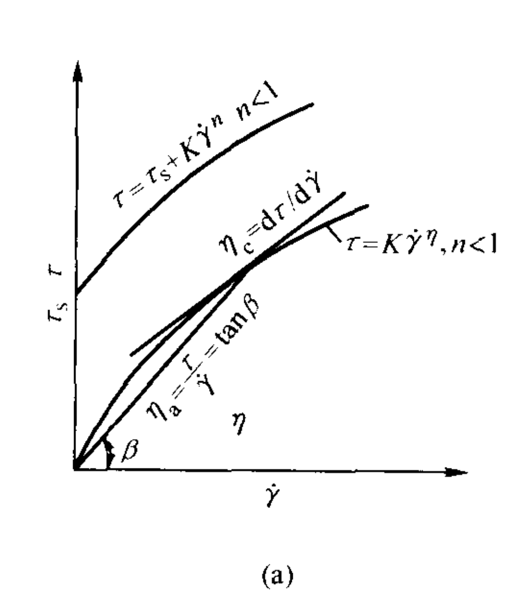
式中，n 为幂律指数，$n<1$；K 为稠度，其单位为 $Pa \cdot s^n$。

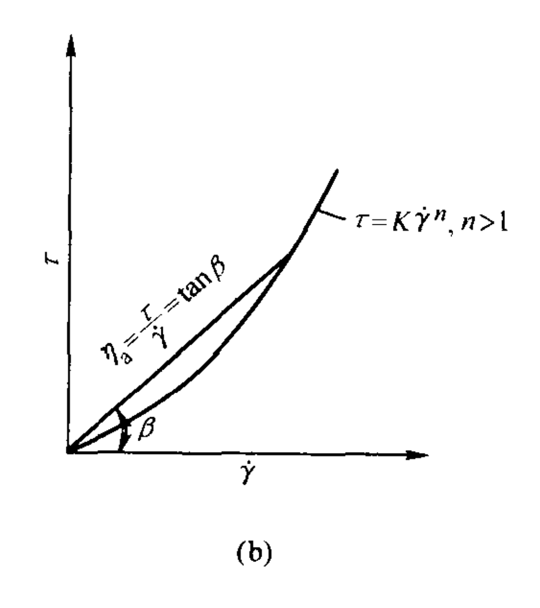
这种假塑性体流变性能与宾汉体的表观黏度随 $\dot{\gamma}$ 变小的表现形式是很相似的，不少假塑性材料还表现有屈服点，如下式所示：

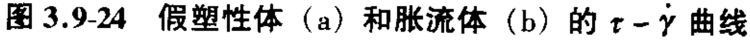
$$\tau = \tau_s + K\dot{\gamma}^n \quad n<1 \qquad (3.9\text{-}42)$$

所以假塑性体的流变性能同样可用上述的三维网络结构理论予以解释。

宾汉体和假塑性的流变性能对铸造涂料的涂覆行为非常重要，通常在涂料静置时，希望涂料的黏度较高，并有一定屈服值，可防止涂料内密度较大固相颗粒沉淀，因为固相颗粒的重力必须在大于浮力和涂料屈服阻力之和的情况下才有






图 3.9-24 假塑性体（a）和胀流体（b）的 $\tau-\dot{\gamma}$ 曲线

可能下沉，而其沉降速度又受涂料黏度的控制。可是在涂覆铸型表面和制造熔模型壳时，不管是刷涂、浸涂、喷涂或流涂，都希望涂料的黏度变小，使涂料易于分布开和进入铸型的小孔洞、狭槽、拐角处，并渗入砂型、型壳一定深度。在涂覆完成后，却又希望涂料黏度变大，并有一定的屈服点，防止涂料在型面、型壳上的流淌、掉落。酚醛树脂在覆盖砂粒表面处于熔体状态时也有假塑性流变性能。

有些铸造涂料文献错误地把涂料的假塑性行为称为触变性，这是需要注意的。有关材料的触变性将在下节叙述。

图 3.9-24a 上曲线切线的斜率 $\eta_c = d\tau/d\dot{\gamma}$ 在一些文献上也称为稠度，它实际上应为材料在该切点情况下的黏度，而一般用黏度计测得的是表观黏度 $\eta_a = \tau/\dot{\gamma} = \tan\beta$。

近年来，对结构性材料流变性能的描述出现了一种新的模型，即卡森（Casson）模型，它的数学表现形式为

$$\eta^n = \eta_\infty^n + \tau_s^n \dot{\gamma}^{-n} \qquad (3.9\text{-}43)$$

式中，η_∞ 为 $\dot{\gamma}$ 趋近于无穷大时的材料黏度，具体测量时可用较大的 $\dot{\gamma}$ 代替无穷大的 $\dot{\gamma}$；n 为指数，$n=0\sim1$。

η^n 与 η_∞^n 的差越大，材料的假塑性越强。

这个模型在油漆、泥浆流变性能测试中用得很好，在铸造涂料流变性能研究中也得到了一定的应用。

有的材料的黏性不是剪切变稀，而是剪切变稠，即其黏度随剪切速率的增大而变大（见图 3.9-24b），此种流变性能同样可用式（3.9-41）的形式表示，但 $n>1$。这种流变性能称为胀流性。胀流性材料也可能有屈服极限值。具有胀流性的材料很少，但有时也能遇到，如在研究硅藻土、珠光粉、云母水悬浮液的流变曲线时，发现它们都是屈服值很小的胀

流体。该文献用悬浮液流动时悬浮颗粒的直接接触予以解释。

3.5.2 触变性和震凝性

具有假塑性的材料只要剪切速率不变，其黏度也不会变化，但有的材料在 $\dot{\gamma}$ 一定情况下，它的黏度还随着流动时间的延长而变小，这种流变性能称为触变性。而在终止流动（切变）后，变小的黏度又会逐渐恢复到原来的数值。图 3.9-25 示出了牛顿体、假塑性体和触变性物体的表观黏度（对牛顿体言，表观黏度就是黏度）在加载和卸载后黏度随时间的变化曲线。

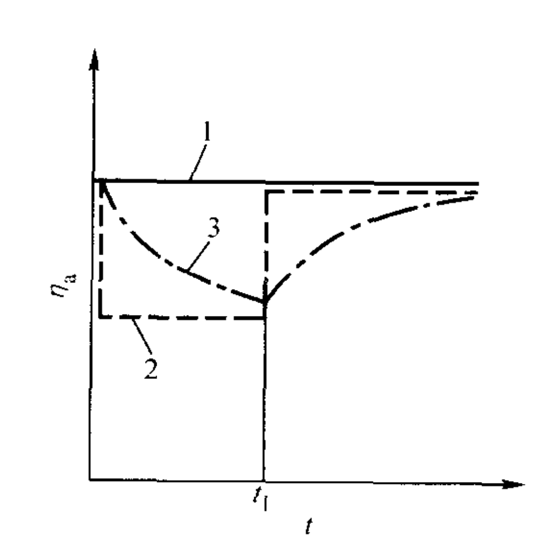


图 3.9-25 三种不同流变性能物体的 η_a-t 曲线

1—牛顿体；2—假塑性体；3—触变性物体

对牛顿体而言，在流体流动或静置时其黏度总保持不变；对假塑性体言，当给它施加一定切应力后，它以一定的速度流动，其表观黏度立即下降到某一定值，并保持不变，而在 $t=t_1$ 时，撤去切力，流动停止，其表观黏度即时上升至原来静置时的数值；而对触变性物体而言，在时间 $t=0$ 时，给其加载，它以一定速度流动，其表观黏度随着流动时间的延长而逐步向一定值变小；在 $t=t_1$ 撤去载荷时，在静置的情况下，其表观黏度会随着时间的延长而逐渐恢复至原值。所以触变性是指材料黏度随流动时间变小的流变性能，而不是指材料黏度随流动速度变大而减小的性能，这是铸造涂料研究工作者必须明确的概念。

凡是有触变性的材料都有假塑性，但有假塑性的材料不一定有触变性。材料之所以有触变性，同样可用材料具有三维网络结构的理论予以解释：主要是因为一定流速下，其中结构的破坏不能立即达到相对应的程度，而是逐步地破坏。而当材料停止流动时，只有假塑性的材料网络结构可立即恢复，可是触变性的材料三维网络结构却是逐步地恢复的。

触变性材料在剪切速率变化时网络结构的延滞破坏和恢复就使在黏度计中的材料在增加 $\dot{\gamma}$ 和降低 $\dot{\gamma}$ 时的 τ 值变化延滞达到稳态时应有的数值，该材料的 $\tau-\dot{\gamma}$ 曲线就会形成滞后环（见图 3.9-26），也称触（流）变滞后环。在一定测试条件下（如 $\dot{\gamma}$ 值增加和变小的速度，每升降一个 $\dot{\gamma}$ 值后认定 τ 值的间隔时间等），$\tau-\dot{\gamma}$ 滞后环的面积就表示材料触变性的强弱程度。曲线上的箭头表示 $\dot{\gamma}$ 增加或变小的方向。图 3.9-27 示出了黏土浆的 $\tau-\dot{\gamma}$ 滞后环，测试时每隔 10 s 改变一次转筒黏度计的转速（相当于 $\dot{\gamma}$），经 10 s 后测力矩（相当 τ 值）。

聚合物、一些铸造涂料、半固态金属等都有触变性，有触变性的材料也可称结构性材料。

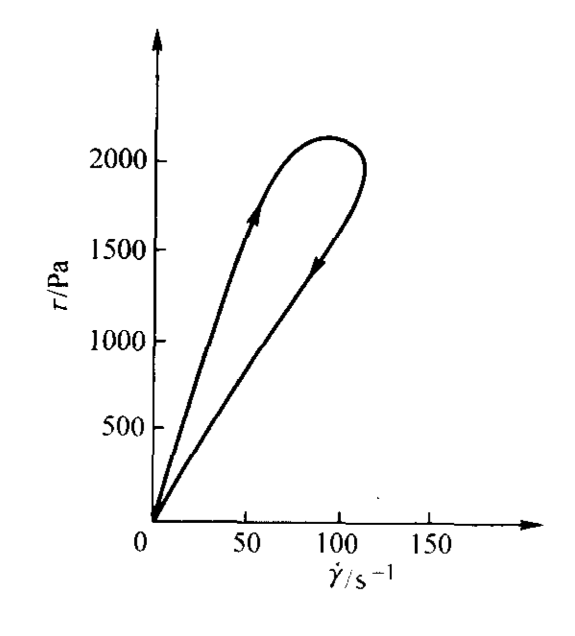


图 3.9-26 环氧树脂 + $w(SiO_2)=2.95\%$ 混合料的 $\tau-\dot{\gamma}$ 滞后环

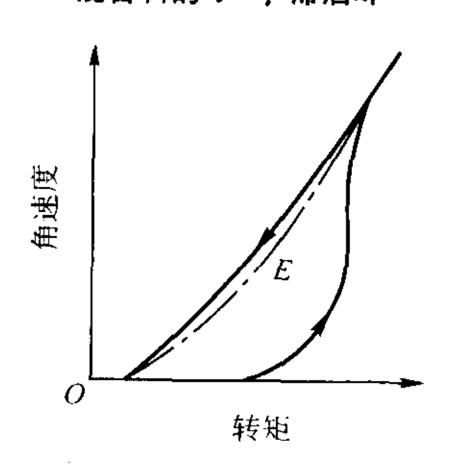


图 3.9-27 黏土浆的 $\tau-\dot{\gamma}$ 滞后环

还有与触变性相反的流变性能，称为震凝性，也称反触变性。具有此种流变性能的材料在等剪切速率情况下，其表观黏度随流动时间的增长而变大。具有震凝性的物体一定有胀流性，而胀流体不一定有震凝性。具有震凝性的材料很少。

除了上述的复杂流变性能外，还有很多其他类型的流变性能，与铸造材料和操作有关的其他流变类型的性能将在下面有关部分叙述。

4 流变性能的测量

此节主要叙述应用得较为广泛的液态型（包括悬浮液、乳浊液等多相液体）材料的流变性能测试，而只适用于铸造情况的一些流变性能测量方法将在有关章节中叙述。

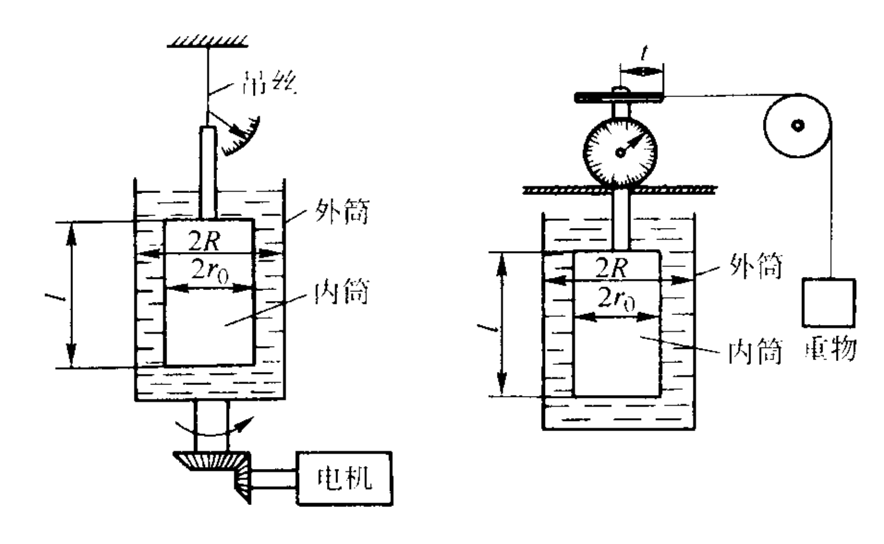
4.1 转筒式黏度计的流变性能测量

转筒式黏度计又称旋转黏度计，一般采用两个直径不同的圆筒，同轴地套在一起（见图 3.9-28a），测试时把材料放在两筒之间的空间中，以一定角速度转动外筒或内筒❶，使环形空间中的材料层与层之间出现相对运动，由于材料的黏性力作用，在圆筒表面上出现了切应力，也即在圆筒上作用力矩。这个力矩可由安装在筒上的金属丝或传感器予以记录或显示，这样就可根据力矩和转速值得到切应力和切变速率值，再按牛顿公式（3.9-10）得到被测材料的黏度或表观黏度值，也可测得材料的屈服值和假塑性（胀流性）、触变性（震凝性）的强弱，甚至还可测知假塑性体和胀流性体的幂律指数。这种驱动一个圆筒等速旋转，测量所施力矩测试材料黏度的方法是库埃特（Couette）在 1888 年引入的。

也有借助重物，通过滑轮，以一定力矩旋转内筒，通过测量内筒转速测定材料黏度的转筒式黏度计（见图 3.9-28b）。这种原理黏度计是瑟尔（Searle）在 1912 年引入的。

---

❶ 图中系外筒转动。



(a) 库埃特式黏度计 (b) 斯托默瑟尔式黏度计

图 3.9-28 两种不同类型转筒式黏度计

4.1.1 利用转筒式黏度计测量黏度

如图 3.9-28，设在半径为 r（$r_0 > r < R$）的被测材料层面上的力矩为 M，则

$$M = 2\pi r^2 l\tau \quad (3.9\text{-}44)$$

式中，τ 为所视液层表面上的切应力。

故
$$\tau = M/2\pi r^2 l \quad (3.9\text{-}45)$$

如果所测液态材料具有宾汉体流变性能，即

$$\tau = \tau_s + \eta\dot{\gamma} = \tau_s + \eta \mathrm{d}v/\mathrm{d}r = \tau_s + \eta r\mathrm{d}\omega/\mathrm{d}r \quad (3.9\text{-}46)$$

而 $\mathrm{d}v/\mathrm{d}r = r\mathrm{d}\omega/\mathrm{d}r$，因由 $\mathrm{d}v/\mathrm{d}r$ 中得到的另一项 ω（液层转动角速度）$\mathrm{d}r$ 是不会引起切应力的。

将式（3.9-46）代入式（3.9-44），得

$$M = 2\pi l\tau_s r^2 + 2\pi l\eta r^3 \mathrm{d}\omega/\mathrm{d}r \quad (3.9\text{-}47)$$

对所有液层而言，M 都一样，将此式分离变数，并由内筒半径 r_0 向外筒半径 R 进行积分，此时如设内筒不转，其角速度为零，外筒的旋转角速度为 Ω_w，则可得

$$\Omega_w = M(1/r_0^2 - 1/R^2)/4\pi l\eta + (\tau_s \ln r_0/R)/\eta \quad (3.9\text{-}48)$$

如外筒不转，内筒旋转的角速度为 Ω_n，则

$$\Omega_n = M\ (1/R^2 - 1/r_0^2)\ -\ (\tau_s \ln r_0/R)\ /\eta \quad (3.9\text{-}49)$$

如所测液态材料无屈服值，$\tau_s = 0$，则由上两式得

$$\Omega = M\ (1/r_0^2 - 1/R^2)\ /4\pi l\eta \quad (3.9\text{-}50)$$

此为通式，不考虑由式（3.9-49）可能得到的负号，因这只表示积分方向的差别而已，不影响绝对值，为计算方便，可只取正值，而 Ω 可为内筒或外筒的角速度。则由此式可得

$$\eta = M\ (1/r_2^0 - 1/R^2)\ /4\pi l\Omega = \tau/\dot{\gamma} \quad (3.9\text{-}51)$$

又由式（3.9-45）分析，可知式中 r 也可为 r_0 或 R，故由此式和式（3.9-51），可得

$$\dot{\gamma} = 2\Omega_w r_0^2/\ (R^2 - r_0^2) \quad (3.9\text{-}52)$$

或
$$\dot{\gamma} = 2\Omega_n R^2/\ (R^2 - r_0^2) \quad (3.9\text{-}53)$$

式（3.9-52）适用于外筒旋转的黏度计上计算切变速率 $\dot{\gamma}$ 用，而式（3.9-53）则适用于内筒转动的情况。

一般情况下，所生产的黏度计的 R、r_0 以及 Ω_w（Ω_n）或 M（对瑟尔式黏度计言）都是固定的或有几个档次，只要把黏度计在测量时显示的数值乘以使用说明书提示的系数，即可得到黏度或表观黏度值，而 $\dot{\gamma}$ 值则需利用式（3.7-52）或式（3.7-53）计算而得（对库埃特式黏度计言）。如已知 η 和 $\dot{\gamma}$，则利用牛顿公式便可算得 τ 值了。至于在上面理论推导时所忽略的转筒端面效应（因端面上也作用有切应力）所引起的误差，已在制造厂提示的系数中考虑到，并作好了必要的修正。对大多数转筒式黏度计而言，被测材料的黏度最好大于 10 mPa·s，不然的话，测量时液态材料中可能会出现紊流，此时的测量值便不正确了，因为牛顿定理只适用于层流的情况。

还常可见单一转筒黏度计（见图 3.9-29），电动机以一定角速度 Ω 旋转，带动刻度盘、指针、游丝和圆筒一起旋转，因在圆筒表面上作用有切应力，使游丝扭转一反转动方向的角度，此角度的大小显示了被测液态材料黏度的大小。此种黏度计测量原理与双筒的相同，只是外筒半径较大，可认为 R 趋近于无穷大。所以此时由式（3.9-53）可得

$$\dot{\gamma} = 2\Omega \quad (3.9\text{-}54)$$

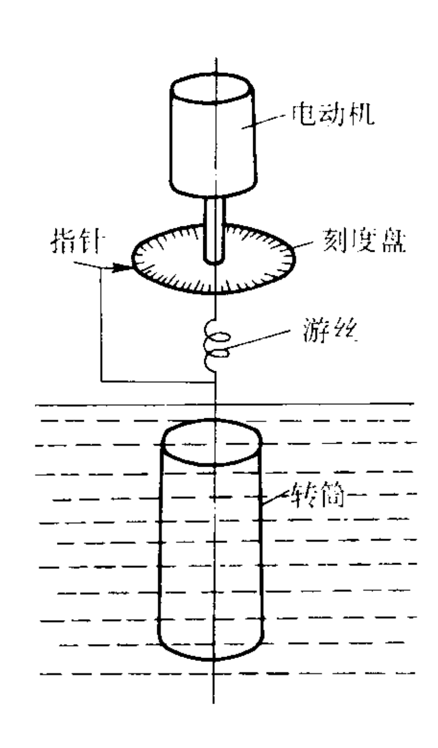


图 3.9-29 布鲁克菲尔德（Brookfield）式转筒黏度计

4.1.2 利用转筒式黏度计测量屈服值

由前可知，如果材料的流变性能中具有屈服值，则当作用的切应力小于该值时，材料内不能出现流动。由式（3.9-45）知，通过转筒施加转矩作用在环形液层上时，在液层上作用的切应力 τ 随半径 r 的减小而增大，即在内筒的贴面 $r = r_0$ 处具有最大的 τ。因此要分析三种情况：

1）$M < 2\pi r_0^2 l\tau_s$，即施加的力矩使内筒表面产生的切应力小于屈服值，则黏度计内被测材料不能流动，整个黏度计体系不能工作。

2）$M = 2\pi r^2 l\tau_s$，$r_0 < r < R$，即在圆筒上施加的力矩使被测材料在半径为 r 处的层面上的切应力刚好等于屈服值，则黏度计腔体中由内筒表面至半径为 r 处的材料可以流动，而半径大于 r 至外筒的材料层不转动（如果转动的是内筒），或与外筒一起转动（如果力矩施加在外筒上）。

3）$M \geqslant 2\pi R^2 l\tau_s$，此时黏度计整个环形空间中的材料都发生成层相对滑动，则由式（3.9-48）和式（3.9-49）可得

$$M = 4\pi l\eta R^2 r_0^2\ [\Omega_w - \tau_s \ln\ (R/r_0)\ /\eta]\ /\ (R^2 - r_0^2) \quad (3.9\text{-}55)$$

或
$$M = 4\pi l\eta R^2 r_0^2\ [\tau_s \ln\ (R/r_0)\ /\eta - \Omega_n]\ /\ (R^2 - r_0^2) \quad (3.9\text{-}56)$$

因此可用此两式在外筒转动或内筒转动情况下测得 τ_s 值。

一般根据图 3.9-21 的原理，利用转筒式黏度计测两个 $\dot{\gamma}$ 或两个 τ 情况下的 BC 线上两个点，用直线连接此两点，并把它延伸至横坐标，交点即为所求的屈服值。

4.1.3 利用转筒式黏度计测量假塑性、触变性和幂律法则的参数

液态材料假塑性测量可在转筒转速断续增加的情况下，测定每一 $\dot{\gamma}$ 值情况下的 η 值，建立 $\eta - \dot{\gamma}$ 曲线进行评估。为了使人得到定量的概念，有时采用小 $\dot{\gamma}$ 时的黏度 η_1 对大 $\dot{\gamma}$ 时的黏度 η_2 的比值 A 作为评定材料假塑性的参数。研究水基锆英粉流变性能时可利用下式：

$$A = \eta_1/\eta_2 \quad (3.9\text{-}57)$$

式中，η_1 为在转筒转速为 5.6 r/min 时的黏度；η_2 为转筒转速为 65 r/min 时的黏度。

该文献在研究后，认为刷涂时，涂料的 A 值以 5 ~ 6.5 为宜，而在流涂时，A 值以 3.5 ~ 5.5 为宜。

液态材料触变性测量一般利用转筒式黏度计在 $\tau-\dot{\gamma}$ 坐标上制作滞后环（又称触变环），根据环的面积大小评价材料触变性的强弱。也常可用在某一 $\dot{\gamma}$ 情况下，不同时间测得的黏度变化情况来评价材料触变性的强弱，此时常用下式

$$B=(\eta_{30}-\eta_{600})\times 100\%/\eta_{30}=(S_{30}-S_{600})\times 100\%/S_{30} \quad (3.9\text{-}58)$$

式中，η_{30} 和 S_{30} 为测试开始后 30 s 时的材料黏度和黏度计指针所指刻度盘或表头所示的数值；η_{600} 和 S_{600} 为测试开始后 600 s 时的材料黏度和黏度计指针所指刻度盘或表头所示的数值。

如 $B=0$，则所测材料无触变性。

对可用式（3.9-41）$\tau=K\dot{\gamma}^n$ 表示流变性能的材料，可在该材料用转筒黏度计测得的 $\tau-\dot{\gamma}$ 曲线上取两点（τ_1，$\dot{\gamma}_1$）和（τ_2，$\dot{\gamma}_2$），代入式（3.9-41）得两个联立方程式，由联立方程式可求得 K 和 n 的具体数值。

此外还可根据式（3.9-45）、式（3.9-41）和 $\dot{\gamma}=\mathrm{d}v/\mathrm{d}r=r\mathrm{d}\omega/\mathrm{d}r$ 求得下式

$$\Omega_w=\tau^{n^{-1}}(n/2)(1/k)^{n^{-1}}[1-(R/r_0)^{2n^{-1}}] \quad (3.9\text{-}59)$$

对该式取自然对数，得

$$\ln\Omega_w=(1/n)\ln\tau+\ln\{(n/2)(1/k)^{n^{-1}}[1-(R/r_0)^{2n^{-1}}]\} \quad (3.9\text{-}60)$$

由此式可见 $\ln\Omega_w$ 与 $\ln\tau$ 的关系为线性，在 $\ln\Omega_w-\ln\tau$ 的坐标上为直线，而该直线的斜率即为（$1/n$）。用此法也可测定幂律指数 n。某文献就是用此法测定制备覆膜砂的两种树酯树脂在恒温 90℃熔体状态下的幂律指数，发现它们具有假塑性，其 n 值各为 0.54 和 0.68，并且都有屈服值，相应地 τ_s 为 4.48 Pa 和 0.68 Pa，因此断言制备覆膜砂时酚醛树脂的熔体为具有屈服值的假塑性材料，在制备覆膜砂时加强混拌的强度有助于充分利用树脂的剪切变稀特性，更好地覆盖在砂粒表面。

4.2　毛细管黏度计的流变性能测量

毛细管黏度计是一种内径很小的管状仪器，将液态材料灌入其中，并在管两端制造压力差，根据液态材料的流量、一定体积材料流动所需时间等因素确定材料的黏度、屈服值和幂律法则本构方程式。

4.2.1　毛细管黏度计工作原理

如图 3.9-30 所示有一圆管，如在管内充满液态材料，在管两端压力差 p 作用下层流地向管右边流动。如此材料具有牛顿体流变性能，观察半径为 r 的液流圆柱面，则作用在此面上的切应力总和应等于作用在该液柱断面上的总压力，即

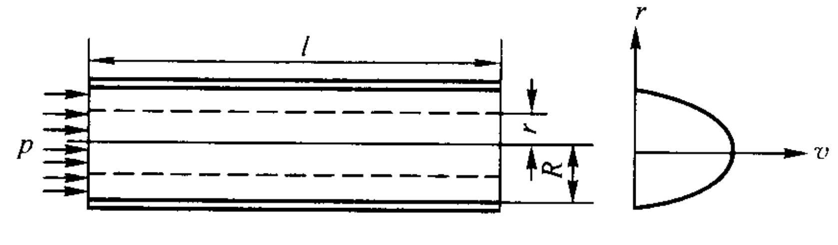


图 3.9-30　毛细管中液体流动

$$p\pi r^2=\tau 2\pi rl \quad (3.9\text{-}61)$$

$$\tau=rp/2l \quad (3.9\text{-}62)$$

由此式可见，在管壁处（$r=R$）切应力最大；在中心轴处（$r=0$）切应力为零。相应地在管壁处液态材料的流速 v 应为零，而中心轴处 v 为最大。v 随 r 的增大而减小，故速度梯度 $\mathrm{d}v/\mathrm{d}r$ 为负值，相应地牛顿公式应写成下面形式：

$$\tau=-\eta(\mathrm{d}v/\mathrm{d}r) \quad (3.9\text{-}63)$$

将式（3.9-62）代入（3.9-63）式，移项，并由 r 向 $r=R$ 积分，可得

$$v=p(R^2-r^2)/4\eta l \quad (3.9\text{-}64)$$

通过毛细管的流量为

$$Q=\int_0^R v2\pi r\mathrm{d}r=\pi R^4p/8\eta l \quad (3.9\text{-}65)$$

此式称为泊肃叶（Poiseuille）公式。由式（3.9-64）可见牛顿液在圆管内流动时，其流速与半径成抛物线关系，速度分布曲线可见图 3.9-30 的右边。

由式（3.7-65），可得

$$\eta=\pi R^4p/8Ql \quad (3.9\text{-}66)$$

因此根据所施压力的值和测得的流量，便可由式（3.9-66）计算得到所测液态材料的黏度值，因为 R 和 l 在黏度计上是已知的。Q 值可根据一定时间 t 内流出的液体体积 V 计算，因为 $Q=V/t$。

管壁处的切应力 τ_R 可由式（3.9-62）计算得到，只需把 $r=R$ 代入即可。而靠近管壁处液态材料的切变速率 $\dot{\gamma}_R$ 可用由式（3.9-10）、式（3.9-66）和 τ_R 的计算式换算得到的下式计算：

$$\dot{\gamma}_R=RP/2l\eta=4Q/\pi R^3 \quad (3.9\text{-}67)$$

这样就可建立所测液态材料的 $\tau-\dot{\gamma}$ 流变曲线了。

如果所测材料有屈服值，并且在毛细管两端的压力差在管壁上引起的切应力小于 τ_s 值，则液态材料不能流动，所以只有当压力差引起的 $\tau_R>\tau_s$ 时，材料才能流动。前已提及切应力 τ 值是由管壁向中轴逐渐变小的，如果在毛细管两端的压力差已使液态材料流动，但在某一 r_0 处的圆柱面上切应力 $\tau_{r_0}=\tau_s$，则在半径小于 r_0 的液柱内不可能出现层流，整个液柱随 $r>r_0$ 的液管一起移动。内部没有相对流动的，半径为 r_0，似刚体的液柱称为“流核”，也有文献把它称为“柱塞”。流核的半径可由下式计算：

$$r_0=2l\tau_s/p \quad (3.9\text{-}68)$$

如果带有屈服值的液态材料具有宾汉体流变性能，则由式（3.9-34）得

$$\tau=\tau_s+\eta\dot{\gamma}=\tau_s+\eta\frac{\mathrm{d}v}{\mathrm{d}r} \quad (3.9\text{-}69)$$

将式（3.9-62）代入该式，得

$$\eta\mathrm{d}v/\mathrm{d}r+\tau_s=rp/2l \quad (3.9\text{-}70)$$

对此式分离变数并积分，注意 $r=R$ 时，$v=0$，则

$$v=p(R^2-r^2)/4l\eta-\tau_s(R-r)/\eta \quad (3.9\text{-}71)$$

此外在有流核情况下，毛细管的流量由两部分组成，即液柱中由 r_0 至 R 处的圆管状液体的流量 $2\pi\int_{r_0}^R vr\mathrm{d}r$ 和液柱流核的流量 $\pi r_0^2v_{r_0}$（v_{r_0} 为半径 r_0 处圆柱面液层的流动速度），因此毛细管整个断面上的总流量为

$$Q=2\pi\int_{r_0}^R vr\mathrm{d}r+\pi r_0^2\,v_{r_0} \quad (3.9\text{-}72)$$

将 $r=r_0$ 代入式（3.9-71），得

$$v_{r_0}=p(R^2-r_0^2)/4l\eta-\tau_s(R-r_0)/\eta \quad (3.9\text{-}73)$$

将式（3.9-71）和式（3.9-73）先代入式（3.9-72），运算后，再将式（3.9-68）代入，最后得

$$Q=\pi R^4p(1-4p_s/3p+p_s{}^4/3p^4)/8l\eta \quad (3.9\text{-}74)$$

或 $$Q=\pi R^4 P\ (1-4r_0/3R+r_0^4/R^4)\ /8l\eta \qquad (3.9\text{-}75)$$

式中，$p_s=2l\tau_s/R$ 为使具有屈服值的液态材料在管壁上产生屈服值的毛细管两端压力差。

此两式称为布金岗（Bukingam）—雷讷（Reiner）式。

在测量时，p 总大于 p_s，而 r_0 肯定小于 R，故 p_s/p 和 r_0/R 总小于1，故上两式中括号内第三项都可忽略不计，最后得

$$Q=\pi R^4\ (P-4p_s/3)\ /8l\eta \qquad (3.9\text{-}76)$$

或 $$Q=\pi R^4 p\ (1-4r_0/3R)\ /8l\eta \qquad (3.9\text{-}77)$$

因此在测量具有宾汉体流变性能材料的屈服极限值时，可用同一毛细管黏度计，采用两个 p 值，对同一种材料做两次测量，得两个 Q 值，利用式（3.9-76）或式（3.9-77），得两个式子组成的联立方程组，解此方程组可得所测材料的 η 和 p_s 或 r_0 值，再利用式 $p_s=2l\tau_s/R$ 或式（3.9-68），就可得 τ_s 值。

如果所测的材料流变性能服从幂律法则，即 $\tau=k\dot{\gamma}^n$，则可将此式代入（3.9-62），经运算后可得

$$v=(p/2kl)^{2/n}[n/(n+1)]R^{(n+1)/n}[1-(r/R)^{(n+2)/n}] \qquad (3.9\text{-}78)$$

将此式代入式（3.9-65）的积分号中，运算后得

$$Q=\pi(p/2kl)^{n^{-1}}[n/(3n+1)]R^{(3n+1)/n} \qquad (3.9\text{-}79)$$

如欲知道幂律材料的幂律指数 n 值和 k 值，只需用同一毛细管黏度计用两个不同 p 值，做两次测试，得两组 p、Q 值，代入上式，即可解得测试对象的 k、n 值和相应的本构方程式。

4.2.2 毛细管黏度计

有多种类型的毛细管黏度计，本节主要叙述奥斯瓦尔德（Ostwald）黏度计，顺便介绍几种按奥斯瓦尔德黏度计结构变形的毛细管黏度计。

奥斯瓦尔德黏度计是一种用得很普遍的毛细管黏度计，它结构简单，用玻璃制成。所测得的直观黏度为运动黏度 ν，把它化作动力黏度 η 或 η_a 时，只需将它乘以所测材料的密度 ρ。用奥斯瓦尔德黏度计可测材料的运动黏度为0.4～2 500 mm²/s。其结构示于图3.9-31。

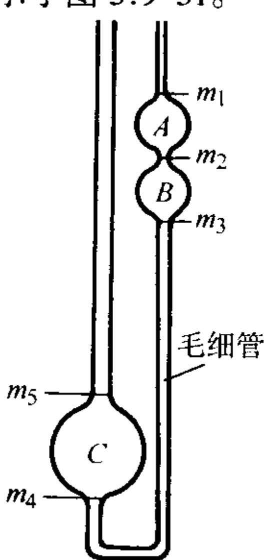


图3.9-31 奥斯瓦尔德黏度计

测量前，把被测液态材料经左边粗管口注入，使液面处于 m_5 处；也可把液态材料在左边管中注入，而后通过在左边管口加气压或通过右边管口抽吸的办法，使液面处于 m_4 的位置，多余液体自右边管口溢走。测量时，用在左边管口加气压或在右边管口抽吸的办法，将处于 C 容器中的液态材料驱向右边管，使液面达到 m_1 或 m_2。而后把左边和右边管口都与大气相通，容器 A 和 B 或容器 B 中的液态材料依靠本身的液柱压力，经毛细管流入容器 C 中。同时测量右边管中液面从 m_1 降至 m_2 或 m_3（也可以是从 m_2 降至 m_3）的时间 t，通过计算即可得到所测材料的运动黏度或动力黏度。

如所测材料具有牛顿体流变性能，则由式（3.9-66）可推知，其中压差 p 在奥斯瓦尔德黏度计上为右边管中液面对左边管中液面高度差引起的液柱压，由于这两个液面在测试时是变化的，因此可以计算出测量过程中驱使材料流动的有效平均液柱压 H，故 $p=\rho gH$（ρ 为密度，g 为重力加速度）。而 $Q=V/t$（V 为流经毛细管的材料体积）。所以式（3.9-66）可改写为

$$\eta=(\pi R^4 Hg/8lV)\rho t=C\rho t \qquad (3.9\text{-}80)$$

式中，C 为常数，因上式括号中的参数都是设定值。或

$$\nu=\eta/\rho=Ct \qquad (3.9\text{-}81)$$

一般商品毛细管黏度计的使用说明书上都会指出不同测量情况下黏度计的 C 值，在这 C 值中已纠正了液体流动时惯性引起的动能误差。

毛细管的合适直径选择需根据所测材料的黏度范围决定，表3.9-3根据某文献列出了对应于材料运动黏度的推荐毛细管内径和长度。主要是为了使测量液态材料流动的时间处于合适的范围中，提高测量精度。

表3.9-3 奥斯瓦尔德黏度计毛细管尺寸与材料黏度的配合

测量的黏度范围/mm²·s⁻¹	毛细管内径 /mm	毛细管长度 /mm
约0.4～1.6	约0.3	
约0.8～3.2	约0.4	
约3.0～12	约0.6	
约7～28	约0.8	70～75
约20～100	约1.0	
约100～500	约1.5	
约500～2 500	约2.2	

注：如长度较长，需增大内径，或相反。

在测量具有宾汉体流变性能的材料时，因材料有屈服点，故常需在测量时在奥斯瓦尔德黏度计的右边管口辅助加气压使被测材料流过毛细管，因此促使材料流动的压力 p 可比 p_s 大得很多，这样又由式（3.9-76）可见，Q 与 p 成线性关系，而当 Q 为零时，$p=4p_s/3$。因此在测量时，只需在黏度计右边的管口上，用两个气压 p_1 和 p_2，得两个 t 值，即 t_1 和 t_2，利用 $Q=V/t$ 的关系，把 p_1、t_1 和 p_2、t_2 两组数据代入式（3.9-76），利用这两个联立方程式，消去 p_s，运算后可得

$$\eta=\pi R^4[(p_1-p_2)/(1/t_1-1/t_2)]/8lV$$
$$=C'(p_1-p_2)/(1/t_1-1/t_2) \qquad (3.9\text{-}82)$$

式中，$C'=\pi R^4/8lV$，把它与式（3.7-80）中的 C 比较，可知

$$C'=C/Hg \qquad (3.9\text{-}83)$$

因此在已知黏度计的 C 值情况下，测量者可自己在黏度计上通过测量和运算得到 H 值，C' 值也就定下来了，利用式（3.9-82）得到 η_a 值；利用 $Q-p$ 坐标系统的（p_1，V/t_1）和（p_2，V/t_2）两个点的连线延长线与横坐标的交点，即可得到 $4p_s/3$ 的对应压力 p_c 值（见图3.9-32），利用式 $p_s=2l\tau_s/R$ 可得

$$p_c=4p_s/3=4\times 2l\tau_s/3R=8l\tau_s/3R \qquad (3.9\text{-}84)$$

$$\tau_s=3p_c R/8l \qquad (3.9\text{-}85)$$

由于图3.9-32中（p_1，V/t_1）、（p_2，V/t_2）两点中的 V 值相等，所以也可把此坐标的直坐标 V/t 改成 $1/t$，同样可得 p_c 或 p_s 值，这样在测量 τ_s 时就不必考虑流经奥斯瓦尔德黏度计毛细管的材料体积了。

图3.9-33示出了可以改变液柱压的毛细管黏度计，带有毛细管和容器 A 的玻璃管可通过橡胶塞上的孔上下移动，

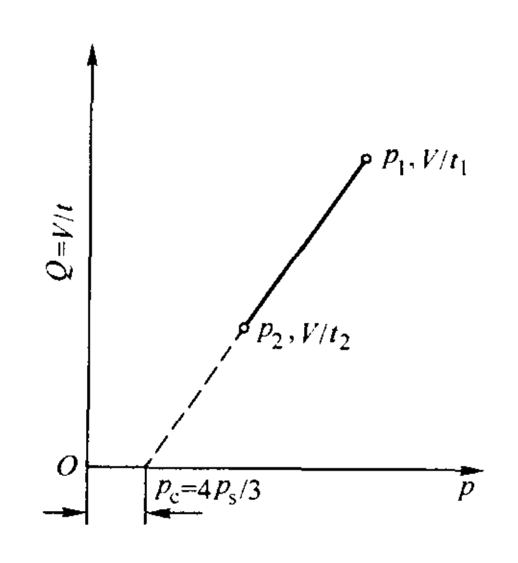


图 3.9-32　测宾汉体流变性能时的 $Q-p$ 关系

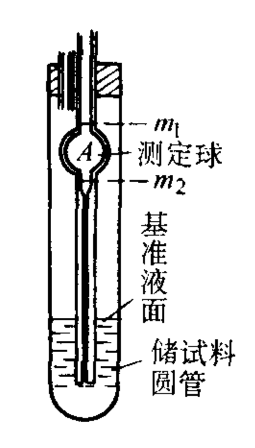


图 3.9-33　液柱压可改变的毛细管黏度计

在储试料圆管中装入一定量的测量材料，其量也可多可少，这样就可按测量要求改变测量开始时的液柱压力。测量时，可经管的上口将材料吸至稍高于 m_1 标线，测量在管口通大气情况下液面从标线 m_1 下降至 m_2 所需时间 t，从而确定材料的黏度或表观黏度值。

如果需要，可将上述两种毛细管黏度计埋入恒温槽中以测定材料在设定温度下的流变性能。

图 3.9-34 示出了可自动测定材料的 $\eta-\dot{\gamma}$ 和 $\eta-T$（T 为温度）关系曲线的毛细管黏度计，用此仪器可测的结构性

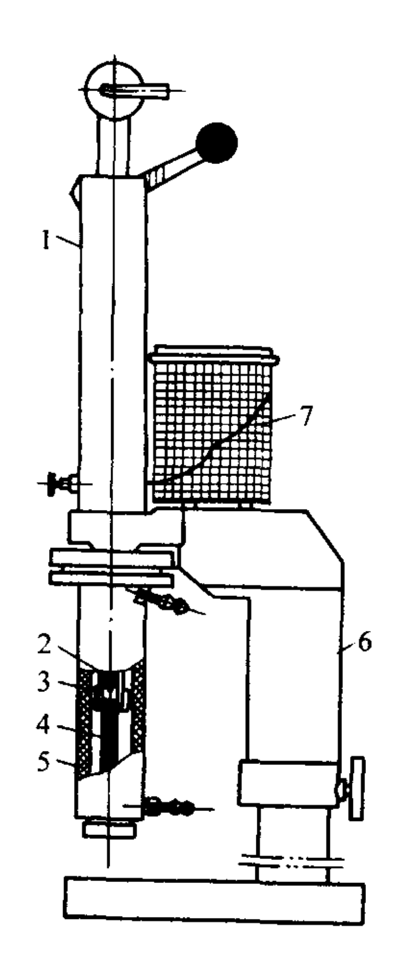


图 3.9-34　AKB-2 型自动化毛细管黏度计
1—弹簧筒；2—压杆；3—盛料室；4—毛细管；5—保温筒；6—机架；7—记录筒

黏度为 $\eta_a=2\times(10^{-1}\sim10^5)$ Pa·s，测量时的剪切应力为 $\tau=2\times(10^2\sim10^4)$ Pa，而剪切速率 $\dot{\gamma}=(10^{-1}\sim10^5)$ /s^{-1}。当放松弹簧筒中压缩弹簧时，弹簧力通过压杆作用在盛料室中的材料上，使材料以一定流量经毛细管压出，所得结果自动地记录在记录筒 7 上。俄罗斯 ЛакеевА.С. 等采用内径为 0.5～6 mm 的毛细管测量了不同温度下的制熔模用模料的流变性能。

4.3　其他类型的流变性能测量

还有多种在铸造中常可遇到的液态材料流变性能测量方法，如 4.2 节中没有提到的其他管式流变性能测量仪器，像流杯黏度计、U 形管，此外还有薄片测量法，它们都将在本节中介绍。

4.3.1　流杯黏度计

在铸造涂料流变性能测试中常用的流杯实为短管黏度计中的一种，图 3.9-35 所示的是一种尺寸的流杯。它所能容纳的涂料体积为 100 mL。

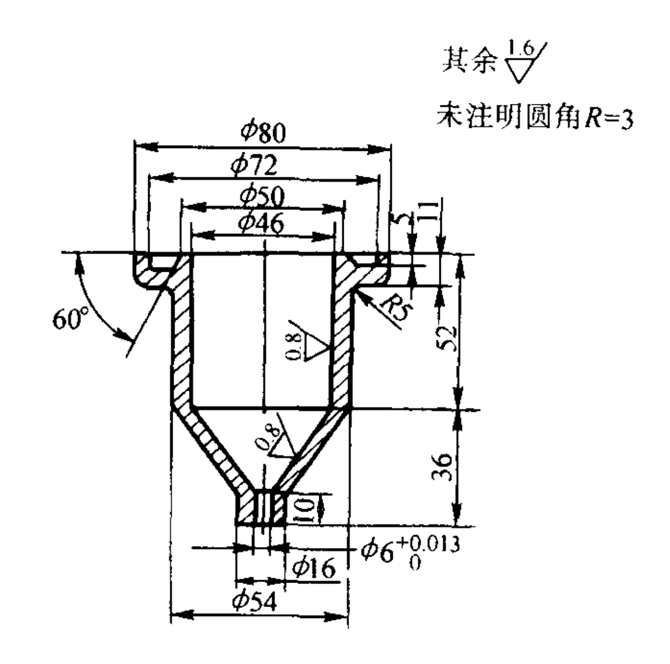


图 3.9-35　铸造涂料用流杯

测量时，先堵住短管出口，在流杯内盛满所测涂料，而后放开管口，测定流杯内全部涂料的流完时间，以此来评价所测涂料的黏度大小。一些文献把用流杯测得的涂料流完时间称为流杯黏度。

需要指出的，如同式（3.9-81）所示，用管式黏度计所测得的流完一定体积被测试料的时间，主要显示的是试料的运动黏度 ν，欲得到试料的动力黏度值 η，必须将测得之值乘以密度，两种不同密度的材料在流杯上测得的同样数据不能说明它们的动力黏度 η 是一样的，密度大的，其动力黏度就大，流动性就不好。如作者在比较铝矾土涂料和硅藻土涂料的黏度大小的试验中，用转筒式黏度计和流杯同时测量了这两种涂料的黏度，在转筒式黏度计上它们表现的黏度值相近，各为 1.1 Pa·s 和 1.05 Pa·s；而铝矾土涂料自流杯流出的时间（14 s）远比硅藻土涂料的流杯流出时间（58 s）小得多，主要是因为铝矾土涂料的密度比硅藻土大。因此流杯黏度计和一些其他短管黏度计如福德杯、赞恩杯等只能作密度值相近涂料的黏度比较用。可惜目前不少有关铸造文献在利用流杯黏度值时很少注意此类问题。

4.3.2　U 形管

U 形管是用玻璃制成的，它主要用来测量有塑性的液态材料的屈服值，如图 3.9-36 所示在 U 形管内盛装了有屈服值的液态材料，左、右管中的液面就不能在一个水平线上，进行装料的一个管柱内液面较高。这比另一个管中高出 H_0 值的材料重量应与材料在管壁上由屈服点引起的切力值总和相等，即

$$\pi R^2 H_0 \rho g = 2\pi R l \tau_s \qquad (3.9\text{-}86)$$

$$\tau_s = R H_0 \rho g / 2l \qquad (3.9\text{-}87)$$

因此可用 U 形管测量液态材料的屈服值，如涂料。РыжиковА. А. 等还介绍了用 U 形管测量低熔点合金屈服值的研究。

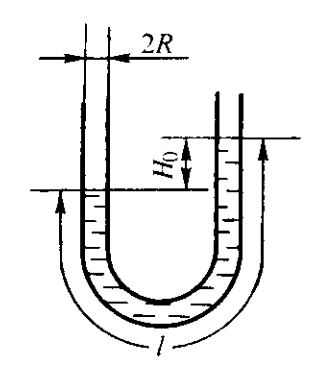


图 3.9-36 U 形管测量材料屈服值

由式（3.9-86）可见 R 与 H_0 成反比关系，因此欲使测量时 H_0 的显示明显，宜用直径较小的 U 形管测量材料的 τ_s 值。

如果因 τ_s 值小而使 H_0 显示不够明显，也可在一侧管口向管内点滴清水，同时观察另一侧管内涂料的液面，如点清水至另一侧涂料液面出现轻微跳动，即时停止滴水，测量水柱高 h，用下式计算试料的 τ_s 值

$$\tau_s = \rho_w h R g / 2 l_d \qquad (3.9\text{-}88)$$

式中，ρ_w 为水的密度；l_d 为涂料在 U 形管中的长度。

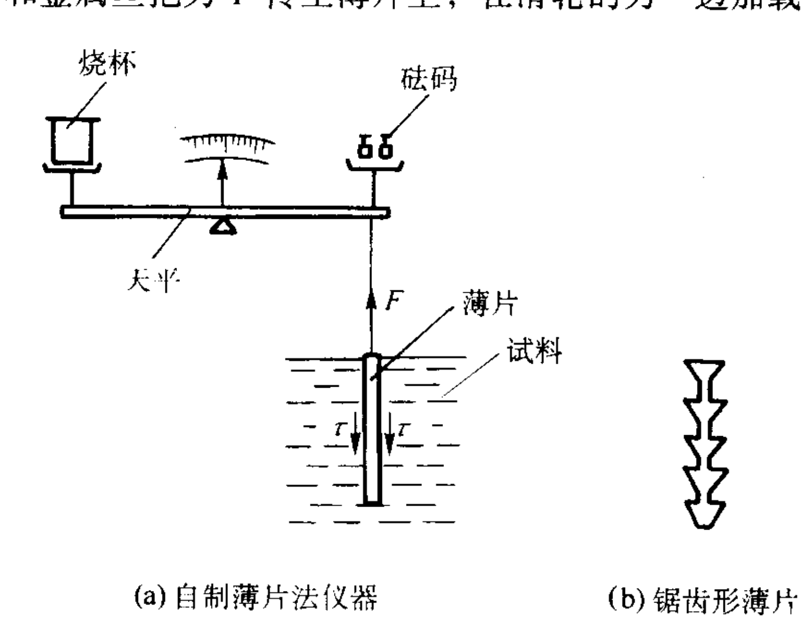
4.3.3 薄片法测量材料流变性能

薄片法也是测量液态材料，尤其是浆料的流变性能用得较广泛的方法。图 3.9-37a 示出了自制的薄片法仪器，此法的实质是将塑料或金属薄片（本仪器上用电工绝缘薄板）浸入被测液态材料中，通过金属丝给薄片逐渐加上提升力 F（在仪器上是在已平衡的天平烧杯中滴水）在薄片两面上便相应产生切应力 τ。如被测材料具有屈服点，当烧杯中的水重不足以使薄片上的切应力达到试料的 τ_s 值，薄片便不动弹。如所加水重达到使 $\tau \approx \tau_s$，便可见到天平游标偏转，马上停止滴水，量出烧杯中的水重量 P（$P = F$），便可由下式算出被测材料的 τ_s 值：

$$\tau_s = P / 2hb \qquad (3.9\text{-}89)$$

式中，h 和 b 为薄片的高和宽。

为使薄片上移时其面上不出现试料的滑移，可把薄片表面做得粗糙些，或作出锯齿形（见图 3.9-37b）。还可通过滑轮和金属丝把力 F 传至薄片上，在滑轮的另一边加载。



(a) 自制薄片法仪器　　(b) 锯齿形薄片

图 3.9-37 薄片法测量材料流变性能

用薄片法还可以测出薄片的微小位移和时间的关系以决定材料的流变模型和相应的流变参数。有人曾用此法测得加气混凝土的流变模型为麦克斯韦与圣维南体的并联，俄罗斯学者和中国铸造工作者都用此法研究过固液态合金的流变模型。

还有数种测量液态材料流变性能的方法，如落体法、振动法等，但它们在铸造中尚未见应用，故不多述。

5 铸造涂料流变性能

铸造生产中，涂料是在铸型准备过程中经常遇到的材料，如砂型（芯）上的涂料、消失模上的涂料、制造熔模型壳所用的涂料、金属型表面的涂料等。不同的涂料用途对涂料层的服役性能要求也不一样，除了共同的要求像耐火度、发气性等以外，像砂型（芯）对涂料的渗透性有特别的要求，此外它们还和消失模、熔模、金属型一样要求涂料有较好的涂覆操作时的流动性、涂覆好以后需有不流淌性和好的流平性（涂料层表面流痕、刷痕的自动流平），无堆积的现象，涂料层厚度很易达到所需要求，并且分布均匀。其中熔模、消失模涂料层厚度要求较其他铸型的大，而熔模除了要求面层涂料能有很好复制熔模的几何形状外，对流平性的要求则小多了，可是它却要求在制型壳撒砂过程中能让砂粒穿透一定的深度。这些都与涂料的流变性能有关。对涂料普遍都要求有悬浮性，涂料静置时，不同密度组成物的沉降和上浮也与涂料的流变性能有关。

铸型（芯）、消失模、熔模涂覆涂料的工艺有很多种，像刷涂、流涂（又称淋涂）、浸涂和喷涂等，不同的工艺对涂料流变性能的要求有一定的差异，因为不同的涂料流变性能会使涂覆的操作和工艺效果出现不同的结果。因此铸造工作者在设计涂料组成时应充分考虑涂料的流变性能。

涂料的组成很复杂，既有固态的粉料、黏结剂和附加剂，又有液态的黏结剂、载体和各种调整涂料流变性能和其他作用的附加剂，所以铸造涂料实际是一种属于浓度较高的悬浮液，而各种组成都会影响涂料的流变性能。

因此本节将首先一般性地述说涂料涂覆操作对涂料流变性能的要求和涂料组成不同情况对涂料流变性能的影响，然后再介绍不同用途涂料的流变性能特点，最后介绍一种科学的涂料悬浮性测试方法。

5.1 涂料涂覆操作对涂料流变性能的要求

前已述及，涂料在静置时的屈服值和黏度的增强以及涂覆操作时的黏度变小和涂覆完后的屈服值再次出现和黏度的恢复增大特性，几乎对每一种涂料涂覆操作都是很重要的，但具体的对不同涂覆工艺而言，在某些流变性能的要求程度上又有一定的差别。

砂型涂刷时，很主要的需求是希望刷涂时涂刷能很容易地在型面上铺开，并在铺开后刷痕能很快地流平。在用刷子在涂料桶利用毛细管作用和涂料润湿刷毛的作用浸泡吸够涂料往铸型移动时，又希望涂料有较高的屈服值和黏度不要滴淌，因此刷涂用涂料就要求涂料有较高的屈服值，较明显的假塑性和中等程度的触变性。较强的触变性固然对防止涂料自刷子和在垂直铸型面上的滴淌有利，但却减弱了流平性，使涂料层表面平滑程度降低。如宋春梅等对五种不同组成的流变性能进行了研究，利用如式（3.9-57）中的 A[1] 值评价涂料的涂刷性，A 值越高，涂刷性越好，要求 A 值不小于 4.5，该文献研究的醇基、水基石墨粉涂料和水基铝矾土涂料

[1] 该文献取 η_1 为转筒转速为 6 r/min 时的黏度，取转筒转速为 600 r/min 时的黏度为 η_2。

的 A 值为 33~24。而这些涂料的触变性指标 B [见式（3.9-58）] 也都在 27.5~36[1] 范围内。顾国涛等认为铸钢时砂型涂料的 B 值应大于 20。韩辉等提出砂型用的锆英粉涂料的 $\tau_s > 60$ Pa。刷涂涂料的 τ_s 可稍大，因有经验的工人在刷涂时可根据感觉自动调整刷涂时的使劲快慢，利用涂料的假塑性、触变性来改变涂料流变性能。

近年来流传开来的流涂工艺也要求涂料是带有屈服值和触变性的假塑性体，但 τ_s 不能太大，否则会降低流涂时涂料的流动性，还会使涂料在铸型面上出现堆积和叠层，但也不能太小，因会使涂料层太薄。以 $\tau_s = 4 \sim 6$ Pa 为宜。涂料在流动时的黏度也不能太低，不然的话，会出现裸型的问题，铸型上局部表面没有涂料；可是黏度过高的涂料会使涂料层厚度过大，表面有流痕，这当然也与涂料的 τ_s 值有关，张启富等认为水基锆英粉流涂涂料的流杯黏度以 6~10 s 为宜。涂料的触变性除了应保证涂料层在涂后的流平外，还不能太弱，以保证型上涂料在停止流动后不要流淌过度，造成铸型上（流涂开始端）下（流涂末端）涂料层厚度的不均。张启富等认为水基锆英粉流涂涂料的触变性指标 B 值可为 9~12。而其剪切变稀的指标 A 值以 3.5~5.5 为宜，比刷涂所要求的小。醇基石墨粉流涂涂料的流变性能参数也与上述数字相近。

熔模制壳、消失模和树脂砂芯常用浸涂工艺涂挂涂料，熔模制壳和消失模的涂挂涂料厚度要求稍大，故常用粉液比较高的涂料，相应地涂料的黏度也会较大，但在涂挂过程中却要求涂料有很好的流动性，以便能较易地钻入熔模或消失模的小孔、细槽之中，充分复制模样的外形；或在涂挂型壳加强层涂料时，涂料能较好地钻入砂粒间的缝隙，为此涂料应有较好的剪切变稀特性。为了充分利用涂料的假塑性，在实践中还常用涂料内置静止刮板的旋转涂料桶，使浸涂用涂料总是处于流动状态，以好的流动性涂覆被涂物体。而在浸涂树脂砂芯时，要求涂挂涂料层不能太厚，涂料本身又较稀，采用浸涂时砂芯本身对涂料的相对流动使贴面的涂料稀释已足够满足涂挂的要求，故就不必利用带有静止刮板的涂料桶了，但却要求涂料有较好的流平性，即涂料的触变性指标应合适，不要太大，使在浸涂完后涂挂上的涂料的黏度不要很快升高，以使涂料有一定时间流平，消除流痕即可，太大的触变性会使涂料结构推迟建立，被涂物自涂料中取出后流淌严重，不能保证涂料层有一定的厚度，王忠珂等提出浸涂消失模涂料的 τ_s 理想值为 7~12 Pa。一般 τ_s 值越高，在被涂物上的涂料层厚度越大，可是太大的 τ_s 值，会引起涂料在被涂物个别部位堆积，如熔模制壳用水玻璃硅石粉涂料在 $\tau_s > 8.5$ Pa 后就会出现堆积。

喷涂一般常用于金属型工作表面的涂料涂覆上，具有剪切变稀流变性的涂料可使涂料在运送涂料管内的涂料流动顺畅，在喷出时易于雾化；同时要求涂料有一定的屈服值，减少涂料桶内涂料中固相颗粒的沉淀和防止在停止喷雾时，运送管内涂料固相沉积所引起的堵塞。

综上所述，从涂料涂覆的操作出发，都要求铸造涂料是结构性的涂料，它们至少应具有宾汉体、假塑性的流变性能，有时需要有一定的触变性。

5.2 涂料分散体系特点及组成对其流变性能的影响

5.2.1 固相颗粒形状对涂料流变性能的影响

已经提到过，铸造涂料是一种浓度较高的悬浮液，其中主要组成分散相为固相的耐火粉粒和附加物的颗粒，其尺寸大多为 1~50 μm，也可能有尺寸更小的颗粒，它们有多种多样的形状，如板片状（石墨、黏土、高岭石等）、球状或带有多棱角的球状（如刚玉、铝矾土、被粉碎的黏土熟料）、纤维状（如硅灰石）、针杆状（如硅石粉）等。它们无序地悬浮在连续的液态介质中，对球状或接近球状的颗粒，在涂料流动时，它们的碰撞较柔和、滑润，黏度较小，流动性较好。如果固相颗粒形状为板片状、杆状、纤维状，则在涂料流动时，它们的无序悬浮会在切力的作用下改变其悬浮状态，顺着阻碍液体流动阻力最小的方向排列，使涂料出现剪切变稀的行为，图 3.9-38 示出一个板片状颗粒在受到切力的液相中旋转改变自己的空间位置图。如果涂料中杆状、板片状的颗粒所占涂料体积分数太大，或涂覆操作的剪切速率较大，则在切力的作用下，它们在空间位置改变时会相互碰撞干扰，使涂料流动时出现剪切变稠的胀流性。吴国华等研究指出，像板片状颗粒云母的单纯水悬浮液就呈现有胀流性。图 3.9-39 示出了两种含硅石粉较多涂料的胀流性流变曲线 1、2。曲线 3 所显示的涂料假塑性显然与该涂料粉液比减小有关，附加的少量 CMC（羧甲基纤维素）可能也起一定的作用。

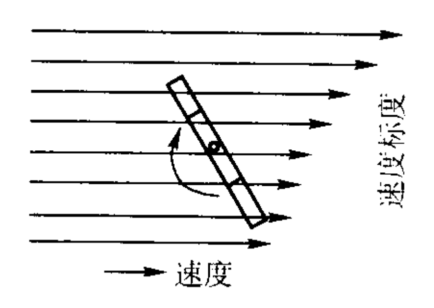


图 3.9-38 板片状颗粒在受切液体中转动变化位置

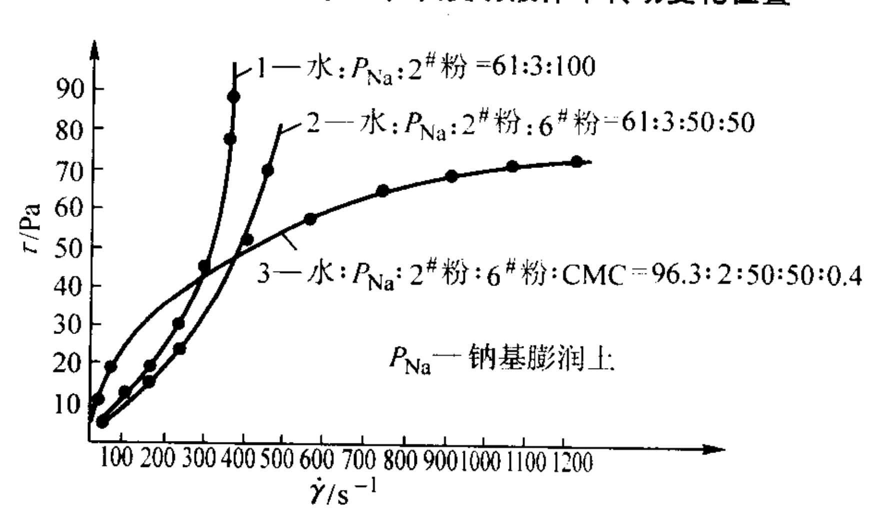


图 3.9-39 含硅石粉较多涂料的胀流性流变曲线

5.2.2 涂料中固相颗粒的絮凝和解凝

涂料中的固相粉料大多通过破碎方法取得，尺寸很小，因此在颗粒表面层上有很多晶格变形，晶格缺陷，处于不稳定状态，计算表明颗粒平均粒径减小 50%，其比表面增大约 100%，因此细微颗粒的比表面积很大，其表面能也很大。上述两个因素都有促使颗粒在悬浮体内聚集的作用。此外不稳定的颗粒表面在悬浮液中还可能带有电荷，根据颗粒表面电荷状态，在静电荷作用下会相互吸引。外加颗粒之间的胶合力、水合力以及范德华力，它们会相互作用把颗粒聚在一起，同时把分散介质包裹在相互聚合的颗粒缝隙中，这种现象称为絮凝现象。图 3.9-40 所示为黏土颗粒在水中的絮凝现象。黏土颗粒是板片形的，在一个较大 pH 值范围内，颗粒边缘带正电荷，而板面带负电荷，板面的负电荷远多于边缘上的正电荷，颗粒间的板面与边缘便相互吸引，形成棚架结构（见图 3.9-40a），水被包在棚架的颗粒之间。这也是一种形式的结构，使絮凝结构涂料出现假塑性、触变性和屈服点，表观黏度增大。图 3.7-40b 所示为膨润土颗粒在水中的网状结构。

[1] 原文表内数字有误，此数字系作者根据有关曲线图算出。

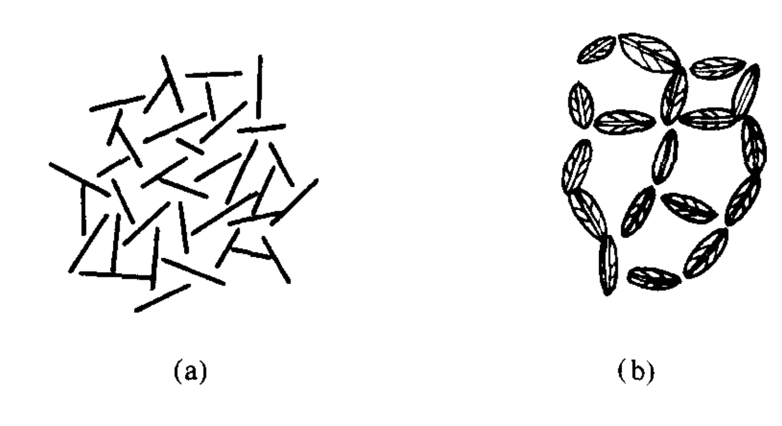


图 3.9-40　黏土颗粒的棚架（a）和膨润土颗粒的网状结构（b）

如果涂料中固相颗粒带有相同电荷，或在涂料中加入电解质，使固相颗粒上的电荷被中和或改变电性，带有相同颗粒的电荷便会相互排斥，絮凝结构被破坏，被絮凝结构束缚的分散介质或水也会被解放出来，成为自由液体，这种现象称为解凝。被解凝的涂料黏度明显减小，结构涂料的一些性能也会被削弱或消失。

图 3.9-41 示出了解凝和絮凝对黏土浆的宾汉体流变曲线的影响。

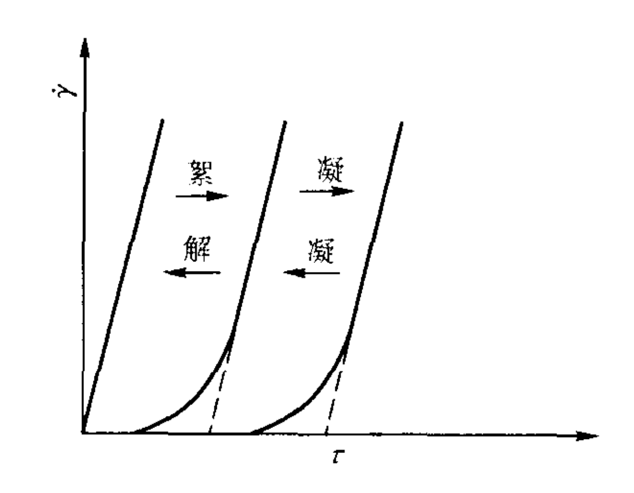


图 3.9-41　黏土浆解凝、絮凝流变曲线的变化

在絮凝涂料中，粉状颗粒形状对流变性能的影响由絮凝团的特点（如大小、形状、所占涂料体积分数、絮凝团间相互作用等）所代替。

5.2.3　固相颗粒体积分数对涂料流变性能的影响

研究表明，在黏性液体（黏度为 η）中加入固相颗粒，都会使悬浮液的黏度（η_1）增大。图 3.9-42 集合了大量的悬浮有球状固态颗粒的分散体系的黏度测试数据，颗粒直径为

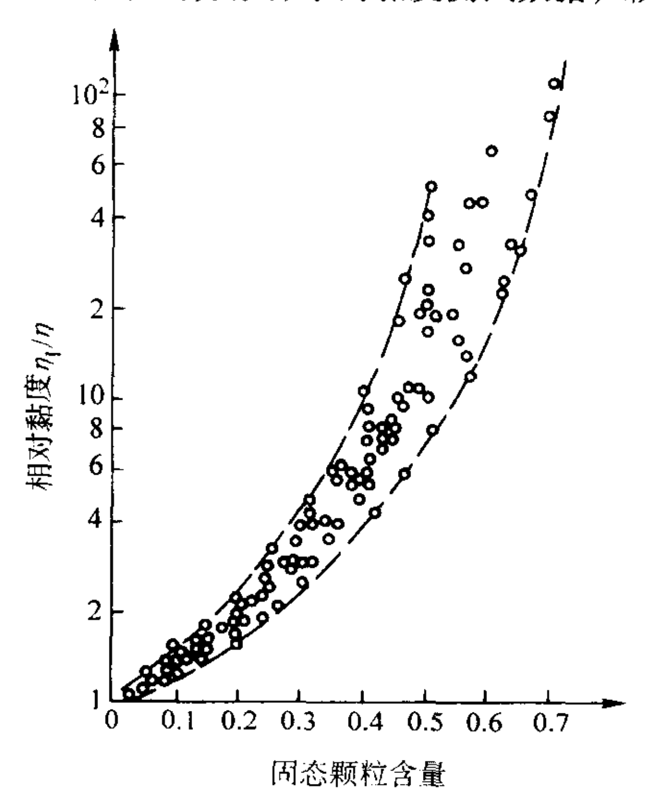


图 3.9-42　不同含量固相颗粒悬浮分散体系的 η_1/η 的变化

0.99～435 μm，颗粒材料为聚苯乙烯、橡胶、玻璃、甲基丙烯酸甲酯等。由图可见，随着悬浮分散体系中球状固相颗粒的增加，其黏度 η_1 可比分散介质的黏度 η 大几个数量级。

1906 年爱因斯坦对此问题进行了研究，并在假设分散介质为牛顿体、悬浮液流动缓慢、悬浮液为解凝体、分散颗粒为绝对刚体和颗粒间不发生作用的前提下，推导得到下式：

$$\eta^* = \eta_1/\eta = (1 + K_E\varphi) \tag{3.9-90}$$

式中，η^* 为分散体系相对黏度；η_1、η 为分散体系和分散介质的黏度；K_E 为爱因斯坦系数，如分散固相颗粒为球形，$K_E = 2.5$；如为立方体，$K_E = 3.1$；φ 为分散相颗粒的体积分数，%。

由推导此式的假设知，此式只适用于 φ 值很小的情况，一般 $\varphi <$ %。只有当 η 值稍大时，φ 值可相应有所增大，因此时分散体系流动时，固相颗粒的移动速度较慢，不易与邻近颗粒发生力的关系。

如果分散体系中有絮凝的集团，絮凝团中束缚了一部分散介质，故絮凝团的体积会大于组成此聚集体的固相颗粒本身体积之和，相应地分散体系的黏度要增大，即式（3.9-90）中的 K_E 值增大，此值既取决于聚集团内的颗粒数，也取决于颗粒集团的堆砌方式。对球状聚集体而言

$$K_E = 2.50/\varphi' = 2.50\ (V_S + V_L)\ /V_S \tag{3.9-91}$$

式中，φ' 为聚集体内颗粒的堆砌体积分数；V_S 为聚集体中颗粒的实际体积；V_L 为束缚在聚集体内和聚集体表面的分散介质的体积。

由于式（3.9-90）和式（3.9-91）只适用于固相颗粒所占体积分数很小的情况，而铸造涂料却为高浓度悬浮液，如熔模铸造的制型壳涂料中，固相颗粒所占体积分数常在 30%以上，莫奈（Mooney M.）于 1951 年提出了下面计算相对黏度的数学式：

$$\ln\eta^* = \ln\ (\eta_1/\eta)\ = K_E\varphi/\ (1 - \phi/\varphi_a) \tag{3.9-92}$$

式中，φ_a 为颗粒的最大堆砌体积分数，即固相颗粒一个挨一个接触在一起时，分散体系不能流动时的固相颗粒所占的体积分数。

因此，当式（3.9-92）中 $\varphi = \varphi_a$ 时，分散体系（即涂料）已经不能流动了，η_1 趋近于无穷大。如在分散体系中的颗粒尺寸大小不一样，小的颗粒可镶嵌在由大尺寸颗粒聚集一起时所形成的缝隙中，φ_a 数值相应变大，在体积分数体系的 φ 值相同情况下，由莫奈公式可知相对黏度，即分散体系的黏度便变小了。由此可解释为什么熔模铸造涂料中的粉料粒度分散时，其流动性可提高。

如前所述，涂料中粉料颗粒的形状是多种多样的，它们聚集堆砌形式也不一样，莫奈公式中 φ_a 数值也不相同，表 3.9-4 列出了一些颗粒尺寸相同而形状和堆砌方式不同时的 φ_a 值。

此外，形状与球状不一样的颗粒在涂料中无序取向时，都会使分散体系的相对黏度比含球状颗粒的分散体系的大，即莫奈公式中的 K_E 值应相应增大。图 3.9-43 示出薄片状颗粒的宽厚比（L/D）和棒状颗粒的长径比（L/D）与 K_E 值间的关系。

絮凝聚集体在材料流动时也会被破坏，聚集体被破坏时出现的切应力便是屈服点。聚集体解体引起了材料表观黏度的下降，故有聚集体存在的材料具有宾汉体或假塑性体的性能。

表 3.9-4 颗粒尺寸相同、形状和堆砌方式不同时的 φ_a 值

颗粒形状	堆砌方式	φ_a
球状	六方紧密堆砌	0.740 5
球状	面心立方堆砌	0.740 5
球状	体心立方堆砌	0.60
球状	简单立方堆砌	0.524
球状	无规则紧密堆砌	0.637
球状	无规则松散堆砌	0.601
棒状	单轴六方紧密堆砌	0.907
棒状	单轴简单立方堆砌	0.785
棒状 $L/D=1$	三维无规则堆砌	0.704
棒状 $L/D=4$	三维无规则堆砌	0.625
棒状 $L/D=16$	三维无规则堆砌	0.303
棒状 $L/D=40$	三维无规则堆砌	0.130

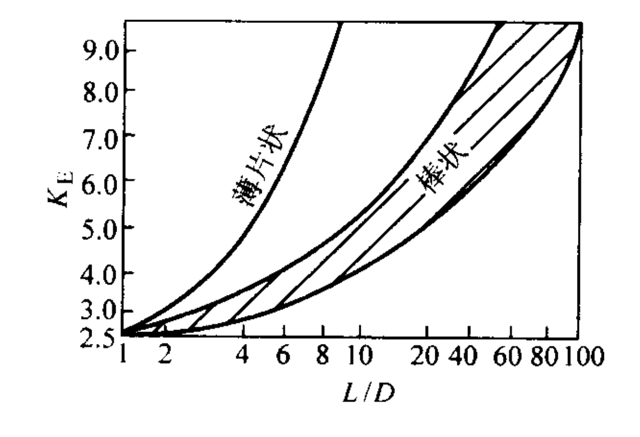


图 3.9-43 不同 L/D 薄片状和棒状颗粒的 K_E 值

5.2.4 粉料颗粒尺寸对涂料流变性能的影响

大量研究表明，涂料中粉粒尺寸的减小都可使同一剪切速率下的涂料表观黏度增大，而且屈服值也相应增大，某文献叙述的高岭土悬浮液研究结果示于表 3.9-5 和图 3.9-44 中。

很显然，涂料中粉粒尺寸对表观黏度和屈服值的影响与粉粒的比表面积有关，由表 3.9-5 可见，粉粒尺寸减小，比表面积增大，促使粉粒表面能提高，粉粒絮凝的可能性增大，形成的网络结构也可能更坚固，τ_s 和 η_a 值的增大也就可理解的了。因此有时可用尺寸小于 10 μm 的微粉调节涂料流变性。

表 3.9-5 几种高岭土的颗粒尺寸和比表面积的范围

编号	粒径范围/μm	平均直径/μm	比表面积/$m^2 \cdot g^{-1}$
1	6.4~12.8	10.0	0.78
2	3.2~6.4	4.4	1.75
3	1.6~3.2	2.5	3.10
4	0.8~1.6	0.95	8.17
5	0.4~0.8	0.52	14.50
6	0.2~0.4	0.28	28.50

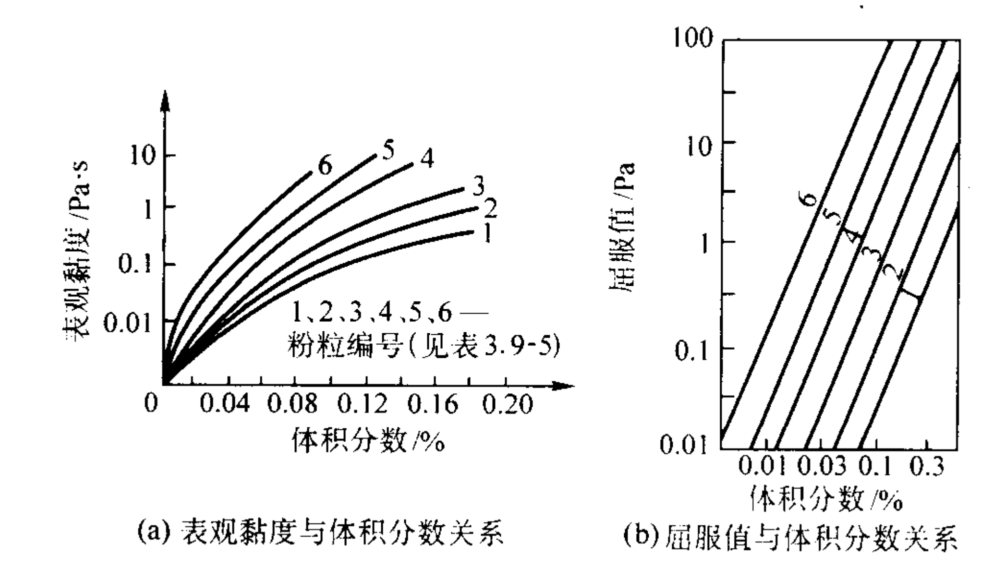


图 3.9-44 不同尺寸高岭土的表观黏度和屈服值与体积分数关系

涂料细微粉粒的增多还可增强涂料的触变性和剪切变稀的作用。

王慕荣等在对经细磨加工后涂料流变性能研究后指出：钙基、钠基或锂基膨润土的搅拌涂料经胶磨后，它们的静切值（即 τ_s 值）都比搅拌处理的涂料各提高了 1.8、0.22 和 0.32 倍。含有土状、片状石墨、钠基膨润土和 CMC 的水基涂料在胶磨或球磨处理后，η_a、τ_s 和悬浮性都得到提高。但碾压法处理上述涂料却没有效果，主要是因为碾压时粉粒的细化效果很小。如流杯黏度，胶磨的为 8.2~9.1 s，球磨的为 8.7~9.4 s，而碾压的只有 7~8.9 s。胶磨重复的次数在初始阶段可继续细化粉粒，但太多次的重复已不能再起细化作用了，因胶体磨在工作中间隙是固定的。但胶体磨磨隙由 50 μm 向 10 μm 的减小却使涂料的流杯黏度由 6.2 s 增至 9.2 s，悬浮性由 95% 增至 99%。

5.2.5 高分子聚合物对涂料流变性能的影响

前已提到高分子聚合物是以长条分子链的形式存在于涂料之中，可以形成三维网络结构，常表现有假塑性的流变性能。图 3.9-45 示出了铸造涂料中常用的乳胶、聚丙烯酰胺溶液和乳胶水溶液的 $\eta_a - \dot{\gamma}$ 流变曲线，可见它们都有剪切变稀的特性。

高分子聚合物在涂料中还可借静电、范德华力等吸附固相颗粒和胶粒，如聚丙烯酰胺在硅溶胶涂料中是通过其（$-CONH_2$）和颗粒上的氧或氢基团形成的键力进行吸附的。一个分子链上可吸附很多颗粒、胶粒，把很多分散的胶粒、颗粒连在一起（对此现象称为桥联），这增强了三维网络结构。故在涂料配制中可利用高分子聚合物的这种特性作絮凝剂、增稠剂用，增大涂料的 τ_s 值，改善涂料的悬浮性。也可用来调节涂料的假塑性和触变性。

图 3.9-46 示出了 CMC（也为线形聚合物）、钠基膨润土的水溶液和它们的混合液的流变曲线。由此图可见：单纯的膨润土水溶液是宾汉体，有屈服值，而单纯的 CMC 水溶液是假塑性液，两者相混合后便成具有屈服值的假塑性体，而在此混合液中加上乳胶，假塑性就更为显著了。此种现象的出现显然与线形高分子聚合物与膨润土粒子的桥联阻碍膨润土粒子直线运动，并形成三维网络结构有关。

5.2.6 胶粒与离子对涂料流变性能的影响

铸造涂料除了悬浮颗粒外，还有尺寸比它小的胶粒，如硅溶胶的胶粒、膨润土小质点在晶层之间吸水后形成的胶体质点，它们都带有电荷，胶粒与涂料中的带电颗粒会相互吸引，因而形成三维网络结构。胶粒液的流变性能还与胶粒所占的体积分数有关，如硅溶胶液，当其含胶粒的体积分数小于 0.25 时，表现有牛顿体的流变性能，当胶粒体积分数大于 0.25 后，硅溶胶液便出现结构性液体的特性，其黏度随

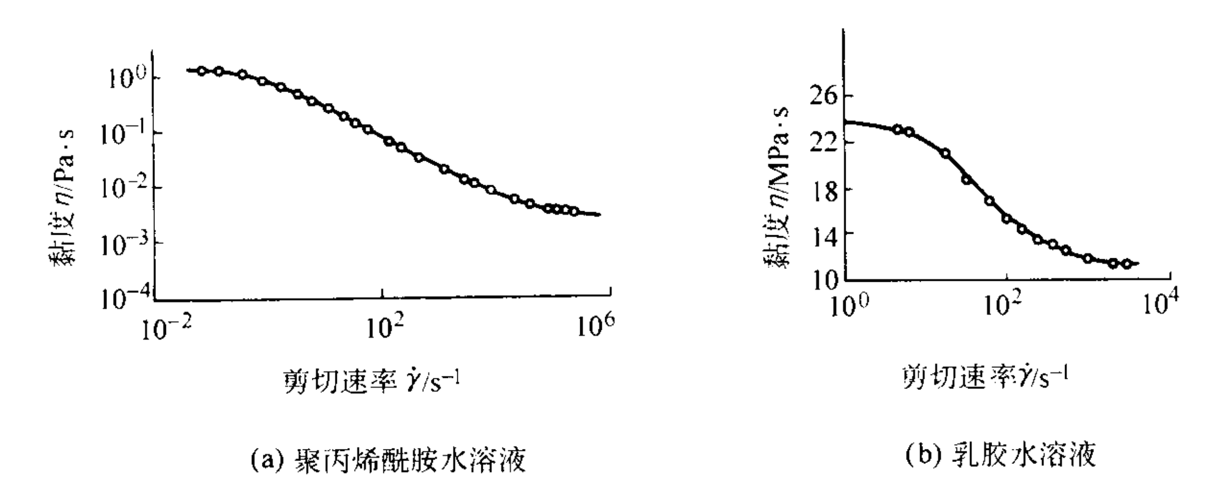


图 3.9-45 聚丙烯酰胺和乳胶水溶液的 $\eta_a-\dot{\gamma}$ 曲线

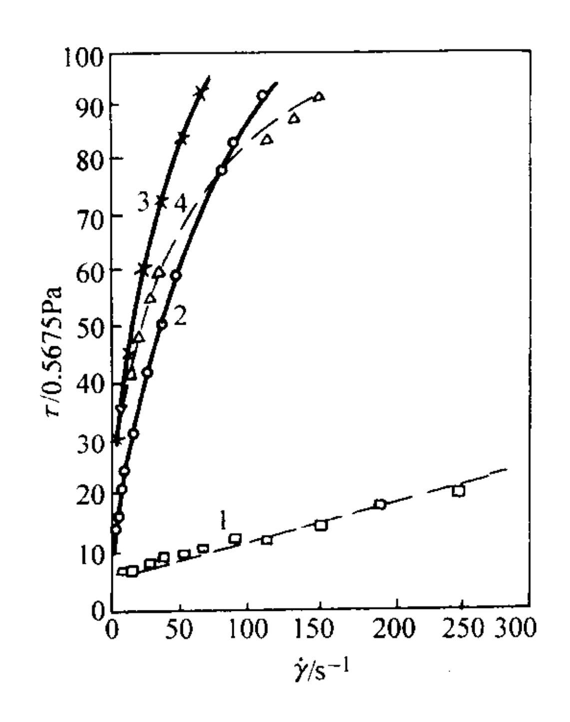


图 3.9-46 CMC、乳胶和膨润土液的流变曲线

1—20%钠基膨润土液；2—2%CMC液；3—1+2混合液（1:1）；4—3+2.5%乳胶（均质量分数）

剪切速率的增大而变小，胶粒的体积分数越大，这种效应就越突出。

铸造涂料中还常有各种类型的离子，如水玻璃就可在涂料液中形成 $HSiO_3^-$、SiO_3^{2-} 等离子，它们也是带电的粒子，会和胶粒、聚合物、带电固相颗粒相互作用形成不同的三维网络结构，从而给涂料的流变性能带来影响。如锂基膨润土粒子有 Li^+ 离子可与硅溶胶液中的 OH^- 相吸，使涂料中带负离子的颗粒和胶体颗粒吸附在膨润土的立体骨架上。此外锂基膨润土吸水膨胀后，它在涂料中的分散度提高，比表面积增大，因而形成较强固的网络结构，使 τ_s 增大，改善了涂料的悬浮性。如在带有负电荷的硅溶胶中加入同样带有负电荷的硅石粉、刚玉粉，由于同电性相斥的原因，会减弱网络结构，使 τ_s 降低，涂料悬浮性变差。

因此在考虑涂料组成对其流变性能的影响时，必须注意加入物粒子在涂料液中的电性特点，适当地控制涂料内各组成间的聚集、胶凝、絮凝和解凝效应，以获得理想的涂料流变性能。此外还需注意某些特定的微量改性附加物如表面活性剂、渗透剂对涂料流变性能的影响，如表面活性剂的胶束会使某些粒子相互结合，改变涂料载体的表面张力等，这些都会在涂料的流变性能方面有所表现。

5.3 熔模铸造涂料的流变性能

熔模铸造用制型壳涂料是铸造涂料中浓度最大的悬浮液，与此同时又希望涂料具有较好的流动性，为了在满足要求的流动性前提下，尽可能地配制粉液比较高的制壳型用涂料，根据前述的莫奈公式原理，人们对熔模制壳涂料用的粉料粒度的匹配进行了较多的研究，意图是使式（3.9-92）中的 φ_a 值尽可能大，以降低涂料的相对黏度值。所以在20世纪70年代，人们提出采用粒度分布具有两个峰值的粉料配制熔模制壳用涂料，即使涂料中由较大尺寸粉粒聚集体的缝隙中能镶嵌进较小尺寸的粉粒，从而达到提高莫奈公式中 φ_a 值的目的。

李邦盛等认为对双峰级配粒度粉料而言，要获得较大的 φ_a 值，需控制好大粒度峰值处颗粒的半径（设颗粒为球状）R 对小粒度峰值处颗粒半径 r 的比值，即 $\lambda=R/r$，和细粉（即小粒度峰值尺寸的粉粒）的相对体积含量 ζ。如涂料中粉料的总体积分数 φ 不变，当 λ 从1增大至7.25时，涂料黏度会显著降低。但当 $\lambda>10$ 以后，λ 的增大已不会使涂料黏度的继续变小。朱丽娟等在试验后提出 $1/\lambda=0.224\,7$，$\zeta\approx25\%$时，双峰级配粒度粉料可获得最佳效果，在保证涂料使用性能前提下，固相体积分数可较单峰时提高5.7%。但李邦盛等认为，由球状颗粒堆砌的模型（见图3.9-47a），可知镶嵌入聚集体缝隙中的小粉粒直径 $r\approx0.155R$，即 $1/\lambda=0.155$ 或 $\lambda=6.45$ 时，才可保证细粉粒自由充填粗粉聚集体中的间隙以获得最大 φ_a 值。据此观点，李邦盛等采用平均直径分别为28.6 μm和4.6 μm（$\lambda=6.2$）的 ZrO_2 粉料，用两者之间的不同比例 ζ，与锆溶液配成涂料进行了相关的研究，得出图3.9-48所示的两条曲线。由3.9-48a图的曲线知，当 $\zeta=25\%\sim30\%$时，可出现 φ_a 的最大值，而黏度测量表明，确在 $\zeta=25\%\sim30\%$时可得到最小的涂料相对黏度值（见图3.9-48b）。

其实 λ 不必非等于或大于6.45，因为大颗粒聚集体的堆砌方式不会都如图3.9-47a所示，也可能有很多其他的堆砌方式，如图3.9-47b的大粉粒堆砌方式情况下，λ 值就比6.45小得多。但小尺寸细粉量 ζ 的控制确应引起人们的注意，因太小的 ζ 值会使利用双峰级配粒度粉料的效果受损，而太大的 ζ 又会使涂料的黏度和屈服值增大，降低涂料的流动性，涂挂涂料时易出现堆积。

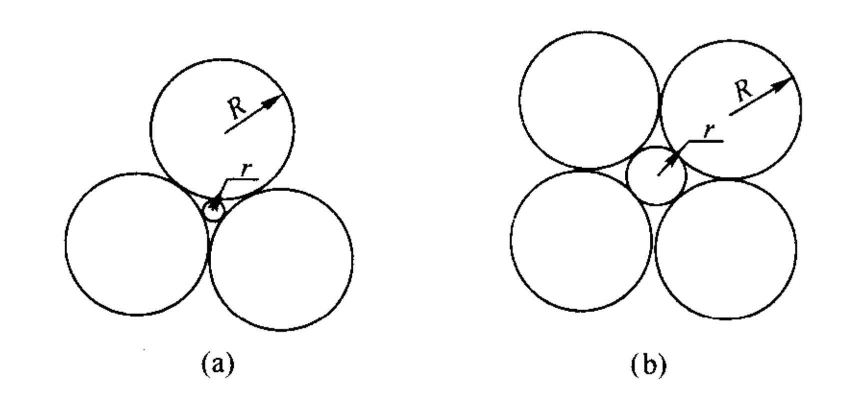
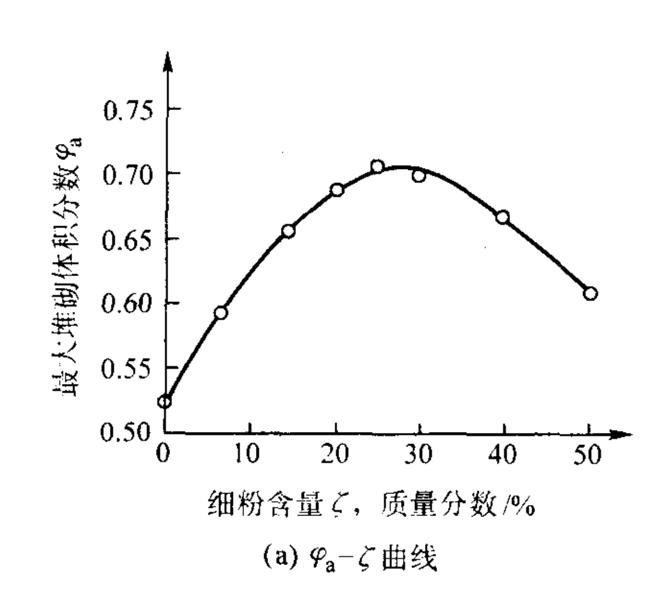
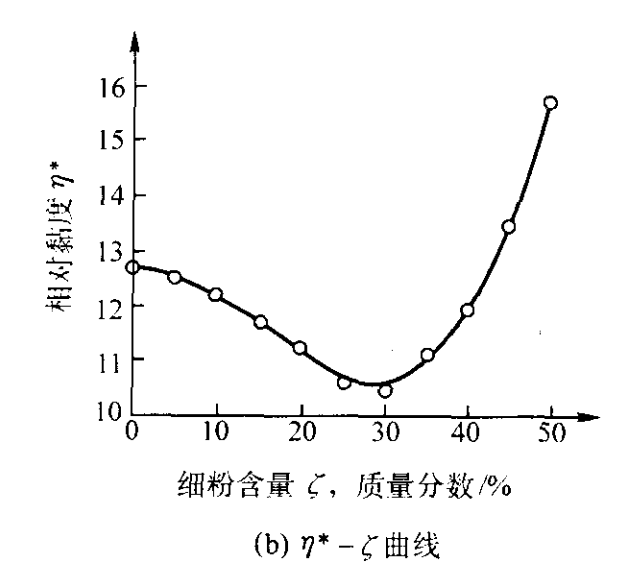


图 3.9-47 半径为 R 颗粒不同堆砌时的 r 值



(a) $\varphi_a-\zeta$ 曲线



(b) $\eta^*-\zeta$ 曲线

图 3.9-48 $\lambda=6.2$ 时的 $\varphi_a-\zeta$ 曲线和 $\eta^*-\zeta$ 曲线

佟天夫等曾对用得很广泛的水玻璃硅石粉制型壳用涂料的流变性能进行过研究，发现这种涂料基本上是一种带有屈服点的胀流性流体，其流变性能的表现式为

$$\tau=\tau_s+K\dot{\gamma}^n \qquad n>1 \tag{3.9-93}$$

水玻璃的模数越高（$M=3\sim3.6$），涂料的粉液比越大（质量粉液比 $S=1\sim1.1$），n 的数值越大，τ_s 值也相应增大。图 3.9-49 示出了一组水玻璃硅石粉涂料的流变曲线，可见水玻璃模数为 3，粉液质量比为 1 的涂料流变性已与宾汉体相近。

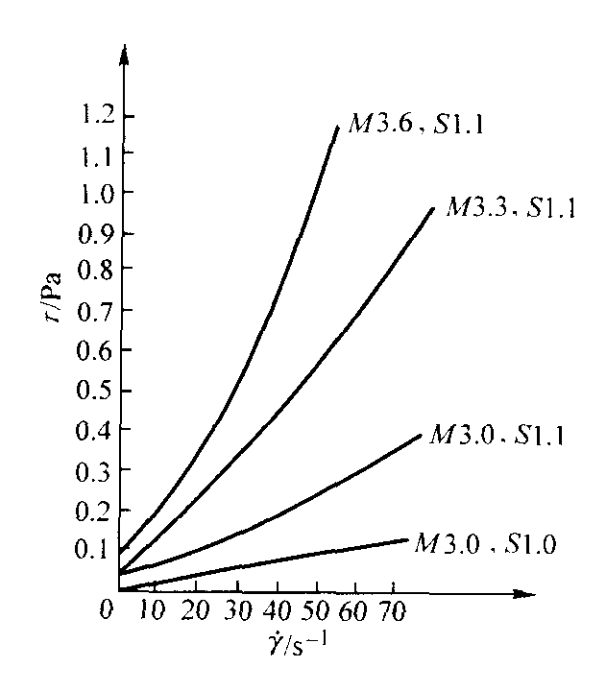


图 3.9-49 不同模数 M、粉液质量比 S 水玻璃硅石粉涂料的流变曲线

有的研究表明，当切变速率较小时，水玻璃硅石粉涂料易出现胀流性流变性能，而在切变速率较大时，则呈现宾汉体流变性能。

也曾研究过粉料中尺寸小于 1.5 μm 的细粉含量对水玻璃硅石粉涂料的 τ_s 值的影响，表明当细粉质量分数由 21% 增至 96% 时，τ_s 值相应地由 1 Pa 增至 13.2 Pa。太大的 τ_s 值易使涂挂型壳、模组时出现涂料局部堆积现象，使涂料层分布厚薄不均匀。涂料的 τ_s 值越大，涂挂的涂料层厚度也越大，但大的涂料密度会使涂层厚度减薄。

包彦坤等对硅溶胶为黏结剂的熔模铸造用涂料进行了较详细的研究，选用了四种粉料：硅石粉、刚玉粉、锆英粉和铝矾土，其测试结果示于表 3.9-6 中，而它们的流变曲线则示于图 3.9-50 中。可见，除了硅溶胶硅石粉涂料为胀流体外，其余的都是假塑性流体，四种涂料都有屈服点。硅溶胶涂料的 τ_s 值都比水玻璃硅石粉涂料低，故在实际操作中不易建立涂料层厚度，尤以硅溶胶硅石粉涂料为甚。由于硅溶胶硅石粉涂料的胀流性，所得涂料层质量最差、厚度不均，以铝矾土和锆英粉涂料的涂层厚度最均匀。

表 3.9-6 四种硅溶胶涂料的物理性能和流变性能

涂料种类	粉液体积比	密度 /g·cm⁻³	τ_s /Pa	流杯黏度 /s	涂片重 /g	悬浮性 /%
硅石粉涂料	1.85	1.76	0.5	57	0.40	74
刚玉粉涂料	2.8	2.26	1.8	24	0.69	88
锆英粉涂料	4.04	2.74	2.0	20	0.68	90
铝矾土涂料	2.9	2.15	2.4	28	0.76	94

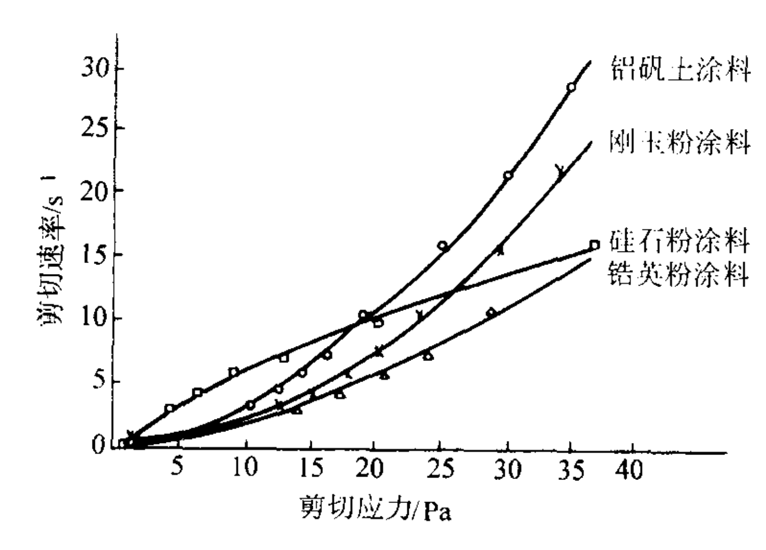


图 3.9-50 四种硅溶胶涂料的流变曲线

硅溶胶涂料的悬浮性都较差，尤以硅溶胶硅石粉涂料最严重，其沉淀层密实，很难重新搅起，而硅溶胶铝矾土涂料的悬浮性则较好。对照表 3.9-6 中的四种涂料的 τ_s 值，似乎悬浮性与 τ_s 值有一定的对应关系。包彦坤等认为硅石粉、刚玉粉的硅溶胶涂料的 τ_s 值较低的原因是与这两种粉粒和硅溶胶胶粒都带有同样的负电荷，同电性相斥，使涂料结构减弱有关。在刚玉粉、铝矾土的硅溶胶涂料中添加微量聚丙烯酰胺、TiO_2 或锂基膨润土在提高涂料的 τ_s 值和悬浮性方面都有一定效果。但对锆英粉硅溶胶涂料而言，只有聚丙烯酰胺有一定的效果。

硅溶胶与铝矾土、刚玉粉和锆英粉的涂料都有触变性（见图 3.9-51）。

包彦堃等研究表明：用不同产地硅溶胶配制的锆英粉涂料都表现为带屈服值的假塑性体，但其表观黏度却有所不同，以单质硅一步溶解法获得的硅溶胶制成的涂料的流动性较好。

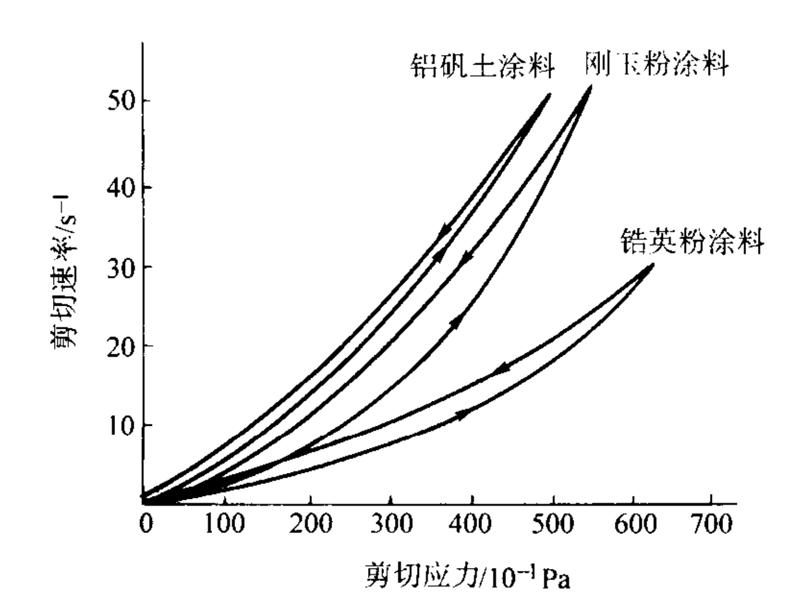


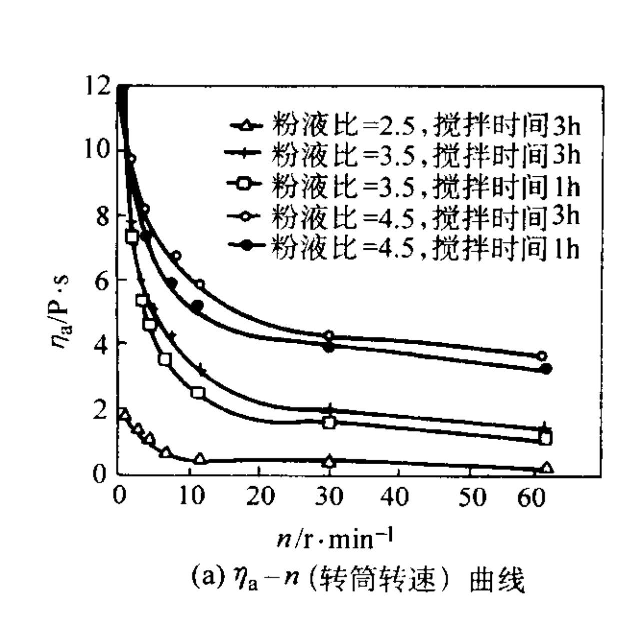
图 3.9-51　三种硅溶胶涂料的 $\tau-\dot{\gamma}$ 滞后环

也有研究认为硅溶胶硅石粉涂料的流变性能偏离牛顿体较小。

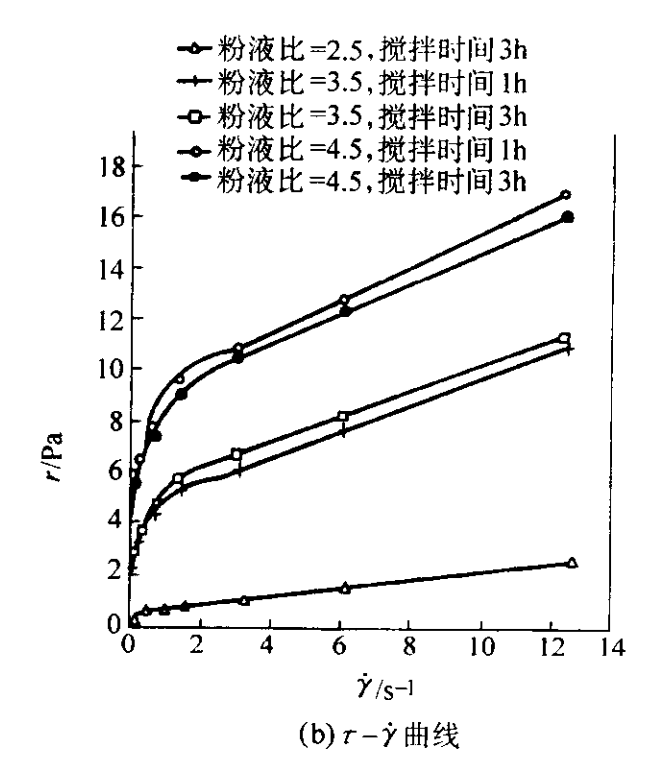
有研究指出，用水解硅酸乙酯与各种粉料配制的涂料都有接近于牛顿体的流变性能，但这种现象似乎与硅酸乙酯水解液为乙氧基硅醇聚合物的观点似乎有矛盾，对此问题尚需作进一步的研究。硅酸乙酯水解液的运动黏度为 3~8 mm^2/s，硅酸乙酯水解液与各种粉料配制的面层和加固层涂料的流杯黏度各为 25 s±5 s 和 10 s±2 s。

钛合金熔模铸造用锆溶胶、二氧化锆粉涂料的流变曲线示于图 3.9-52 中。粉料的粒度质量级配为 32 μm（400 目）64.28%、45 μm（320 目）32.73%、56 μm（260 目）2.99%。锆溶胶密度为 1.26 g/mL。图中的粉液比指粉（质量）：液（体积），涂料搅拌器转速为 800~1 000 r/min。

由此图可见，锆溶胶、二氧化锆粉涂料都具有假塑性，且有屈服值，屈服值随粉液比的增大而变大；涂料搅拌时间长短对其 η_a 的影响不大，长时间的搅拌可使 η_a 略有增大；而粉液比较小（2.5）的涂料流变性能接近于牛顿体。



(a) η_a-n（转筒转速）曲线



(b) $\tau-\dot{\gamma}$ 曲线

图 3.9-52　锆溶胶二氧化锆涂料的流变曲线

5.4　砂型铸造涂料流变性能

砂型铸造涂料的组成与熔模铸造制壳涂料的组成有很大差别，但在流变性能的要求方面却有很多相似之处。图 3.9-53 示出了 5 种快干涂料的流变曲线，可见它们都是具有一定屈服点的假塑性流变性能。美国快干涂料显示的是宾汉体流变性能，但它也有剪切变稀的特性。图 3.9-54 所示的砂型用水基铝钒土涂料（其质量组成为铝矾土粉 100、钠基膨润土 2、水柏油 1.7、饴糖 3 和适量水），可见这种涂料具有假塑性和触变性。随着浓度（密度）的增大，表观黏度都增大。

韩辉等对很多种砂型用涂料的流变性能进行了测试，并按卡森模型对测试数据进行分析，所得数据示于表 3.9-7。由此表可见，这些涂料卡森模型的 n 值都大于一些资料给出的 1/2。

表 3.9-8 中示出了几种涂料的触变性值［由式（3.9-58）］与涂料涂刷性的关系。

砂型涂料常用膨润土作为黏结剂和改善涂料的悬浮性，膨润土含量的增加常会使涂料结构性加强，τ_s 增大，触变性也增强。

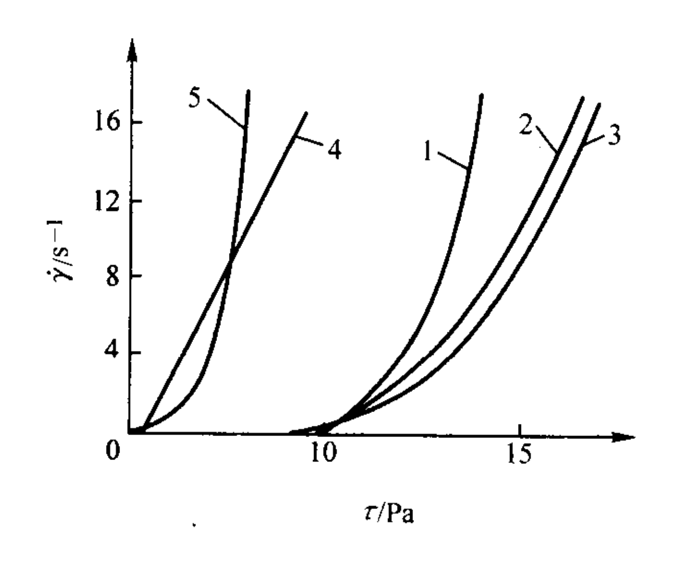


图 3.9-53　几种快干涂料的流变曲线
1—铝钒土快干涂料；2—Foceco 快干涂料；
3—锆英粉快干涂料；4—美国快干涂料；
5—日本快干涂料

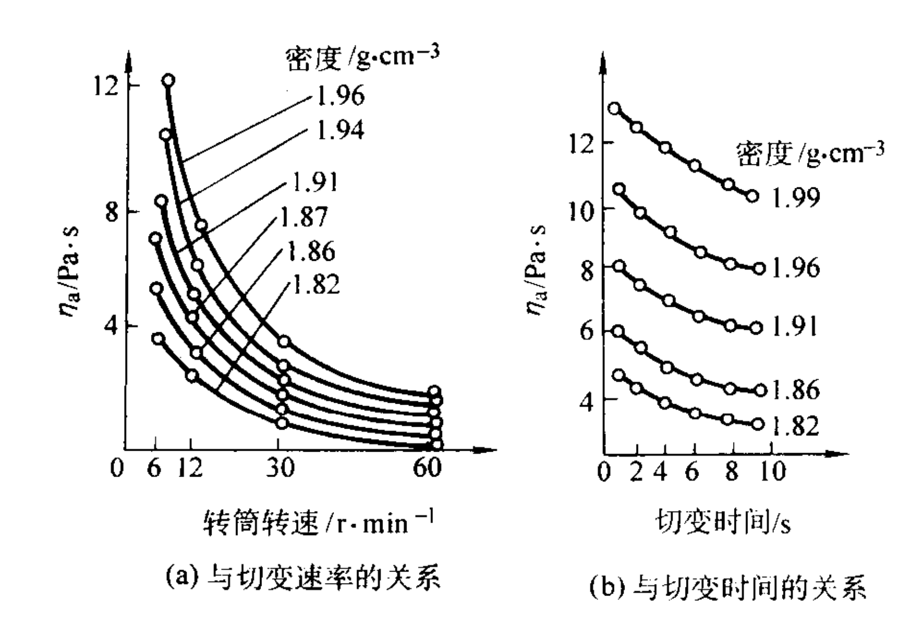


图 3.9-54　铬钒土水基涂料的表观黏度与切变速率及切变时间关系

表 3.9-7　一些砂型涂料的卡森模型 n 值

涂料种类	产地或配制地	密度 /g·cm⁻³	n
水基锆英粉涂料	上海	1.89	0.65
水基刚玉粉涂料	上海	1.84	0.80
水基铝矾土涂料	上海	1.68	0.60
醇基锆英粉涂料	四川	1.72	0.70
快干涂料	四川	1.78	0.85
水基高悬浮性涂料	武汉	1.86	0.65
水基铬铁矿涂料	武汉	1.70	0.80
HOCOT 水基锆英粉涂料	日本	1.90	0.65
Foceco 水基锆英粉涂料	英	1.91	0.65

表 3.9-8　几种砂型涂料的触变性与涂刷性

涂料种类	触变性 B	涂刷性
铸钢树脂砂型铝矾土涂料	26.2 ~ 33.3	好
铸钢砂型用硅石粉涂料	8.3	很差
又一种铸钢砂型用硅石粉涂料	49.6	好
铸铁砂型用石墨粉涂料	53.1	好

5.5　一种新的涂料悬浮性测试法——沉降率测试法

铸造涂料的重要服役性能之一是悬浮性，而涂料悬浮性的好坏又与涂料的流变性能有很大的关系，而密度较大的耐火粉粒在涂料载液（指把涂料所有成分相互混合的液体）中不下沉的条件就是粉粒本身重力与所受浮力之差所引起的下沉趋势时，在其表面上产生的切应力 τ_s 应小于或等于涂料的屈服值，经计算可认为球状粉粒在涂料中不下沉的条件为

$$3\tau_s/(\rho_1-\rho_2)dg \geq 1 \qquad (3.9\text{-}94)$$

式中，ρ_1、ρ_2 为粉粒和载液的密度；d 为粉粒直径；g 为重力加速度。

由式（3.9-94）可见，涂料中的粉粒越细，涂料的屈服值越大，其悬浮性则越好。

既然涂料的悬浮性是一种重要的服役性能，可是目前广泛使用的量筒测量法（又称相对高度沉降法）却是一种很不正确的涂料悬浮性测量法，因为用这个方法时，是单凭在量筒中存放一段时间后在涂料柱上所保持的混浊液层高度对整个涂料柱的百分数来评定涂料悬浮性的好坏的，所谓的100%悬浮率涂料在静置一段时间后并不能表示混浊液中的耐火粉粒没有沉降；同样，两种同样百分数悬浮率的涂料很难让人相信它们的悬浮性是相同的，因为对混浊涂料柱中的粉料沉降情况不清楚。虽然这个方法操作起来很简单，但其科学性太差。

虽然后来人们又提出了沉降柱测定法（又称沉降仪法），利用存放一段时间后涂料柱不同高度上的涂料密度差除以涂料原始密度，取试样处间的高度距离和涂料静置时间的数值（称沉降系数）来评定涂料的悬浮性。沉降系数越大，则涂料悬浮性越差。如果涂料在静置一段时间后，其密度在高度上的分布是线性的，则沉降系数是能正确地表示涂料的悬浮性的。可是静置后涂料的密度在高度上的分布往往不可能是线性的，如量筒测量法时出现的上部澄清层就是一个明证。所以由沉降柱测定法所得的评定涂料悬浮性的参数也是有很大误差的。

还有所谓沉积层法，其不科学的原因与量筒测量法相同。

本节将介绍一种科学的、能取得正确表示涂料悬浮性参数的测量方法。

对具有理想悬浮性的涂料而言，它在高度为 H_0 的量筒中静置的一段时间中，不会出现粉粒的沉降，故在量筒的高度上，涂料的密度应一样，如图 3.9-55 中直线 1 所示，ρ_0 指涂料的平均密度，如果涂料的悬浮性极差，静置一段时间后，所有固相粉粒都密实地沉积在量筒的底部，则涂料密度在量筒高度上的分布应如折线 3（即 $ABCD\rho_1$）所示，ρ_2 指涂料中液相的密度，ρ_1 是涂料中固相的密度，H_1 是固相层的沉积高度。但实际中涂料在静置一段时间后的密度在高度上的分布应如曲线 2 所示。

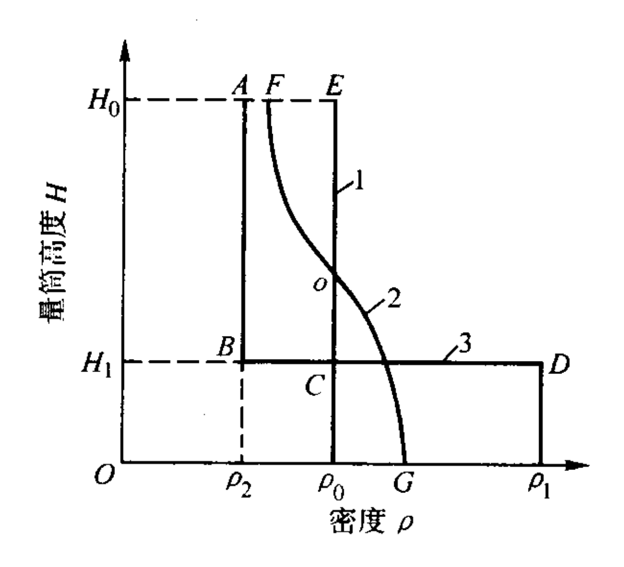


图 3.9-55　静置后不同悬浮性涂料密度在量筒高度上的分布

分析此图，可见悬浮性最理想的涂料，在静置后其密度分布线与涂料静置前的密度分布线 1 应重合，故此两线在 $H-\rho$ 图上所包含的面积为零。对悬浮性最差的涂料而言，其密度在高度上的分布线与涂料静置前在高度上的分布线所包含的面积（□$ABCE$ + □$C\rho_0\rho_1D$）为最大。而实际涂料在静置一段时间后，其密度在量筒高度的分布曲线与直线 1 所包含的面积（多边形 FOE + 多边形 $0\rho_0G$）都比折线 3 与直线 1 所包含的面积小。

如把图 3.9-55 中的纵坐标乘以量筒的断面积，则直线 1、曲线 2 和折线 3 与坐标轴所包含的面积为量筒中涂料的总质量，它们应该相等。即长方形 $H_0O\rho_0E$ 的面积（S_1）、曲边形 H_0OGF 的面积（S_2）和多边形 $H_0O\rho_1DBA$ 的面积（S_3）都相等。即

$$S_1 = S_2 = S_3 \quad (3.9\text{-}95)$$

比较 S_1 和 S_3，得

$$S_{ABCE} = S_{C\varphi_0\rho_1 D} \quad (3.9\text{-}96)$$

同理，比较 S_1 和 S_2，得

$$S_{FoE} = S_{o\varphi_0 G} \quad (3.9\text{-}97)$$

由图可见

$$S_{FoE} < S_{ABCE} \quad (3.9\text{-}98)$$

由式（3.9-96）、式（3.9-97）和式（3.9-98），可得

$$S_{o\varphi_0 G} < S_{C\varphi_0\rho_1 D} \quad (3.9\text{-}99)$$

将式（3.9-98）和式（3.9-99）相加，得

$$S_{FoE} + S_{o\varphi_0 G} < S_{ABCE} + S_{o\varphi_0\rho_1 D}$$

即实际涂料密度分布线 2 与平均密度线 1 所围的面积小于全沉降密度分布线 3 与线 1 所围的面积。

为使 $S_{FoE} + S_{o\varphi_0 G}$成为广义的涂料悬浮性评价参数，可把该面积对 $S_{ABCE} + S_{o\varphi_0\rho_1 D}$的比值作为涂料悬浮性的评价参数，即

$$K = (S_{FoE} + S_{o\varphi_0 G}) / (S_{ABCE} + S_{o\varphi_0\rho_1 D}) = S_{FoE}/S_{ABCE} \quad (3.9\text{-}100)$$

由于静置时涂料中粉粒的沉降越剧烈，S_{FoE}的面积越大，故 S_{FoE}/S_{ABCE}即为 o 点高度以上涂料中粉粒沉降至 o 点高度以下的质量对全沉降的粉粒总质量（即量筒中粉粒总质量）的比值，所以可把 K 称为涂料的沉降率。K 值为零时，涂料的悬浮性是最理想的，K 值为 1 时，说明涂料没有悬浮性；一般 $0 < K < 1$。

按照上述理论，涂料悬浮性的测量步骤如下。

1）将混匀的涂料放在量筒中，在天平上称得涂料的质量，把它除以量筒的体积 V_0，即可得 ρ_0。

2）根据涂料的配比，可计算得到量筒涂料中载液的体积 V_2，在量筒的总体积中减去载液的体积，即得粉粒的总体积 V_1。同理可根据涂料配比计算量筒涂料中粉粒的总质量，把它除以 V_1 得 ρ_1，相应地也可计算得到载液的密度值 ρ_2。

3）H_0 为已知值，根据量筒断面积上下一致的条件，可由式 $H_1/V_1 = H_0/V_0$ 计算得到 H_1 值。因此可直接在坐标纸上画出如图 3.9-55 那样的直线 1 和折线 3。

4）涂料在量筒中静置一段时间（2 ~ 24 h）后，由上到下每隔一定高度取出一定体积的涂料放在小量杯（体积为 1 mL 或 2 mL）中，在天平上称得涂料的重量，即可计算密度值，把相应的点在坐标系上标出，就可画出曲线 2。如果量筒下部粉料沉积很多，难以取出涂料，可只测量筒上部涂料的密度至其密度大于 ρ_0 为止，使实际涂料密度分布线与线 1 相交，得交点 O。

5）在坐标纸上数 S_{FoE}和 S_{ABCF}所包围的小格数，即可按式（3.9-100）计算 K 值。

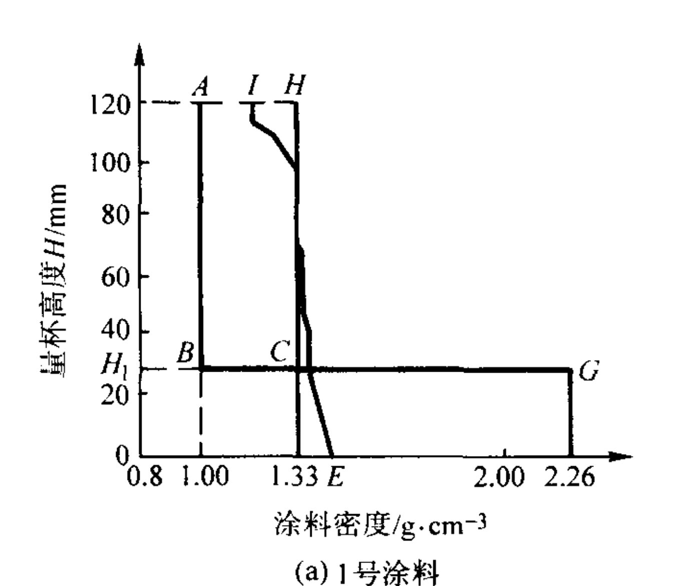
也可按上述数字式制作软件，只需把原始数据和测量的数据输入计算机，即可得到 K 值和相应的坐标曲线图。

这个测量涂料悬浮性的方法虽然较为复杂一些，但所得沉降率 K 值能正确地反映涂料的真实悬浮性，坐标曲线图还可直观地让人全面了解涂料在静置一段时间后的沉降情况。

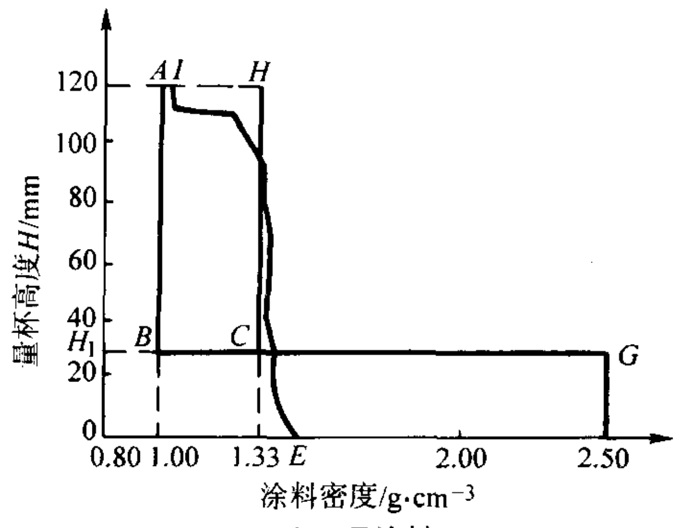
表3.9-9 示出了 5 种组成涂料的沉降率测量结果，点与点之间用直线连接，面积为方格数。量杯中涂料的静置时间为 24 h。图 3.9-56 示出 1、3、5 号涂料的密度在量杯高度上的分布曲线和相应的理想悬浮直线和全沉降折线。

表 3.9-9 5 种涂料的悬浮性（沉降率）测量结果

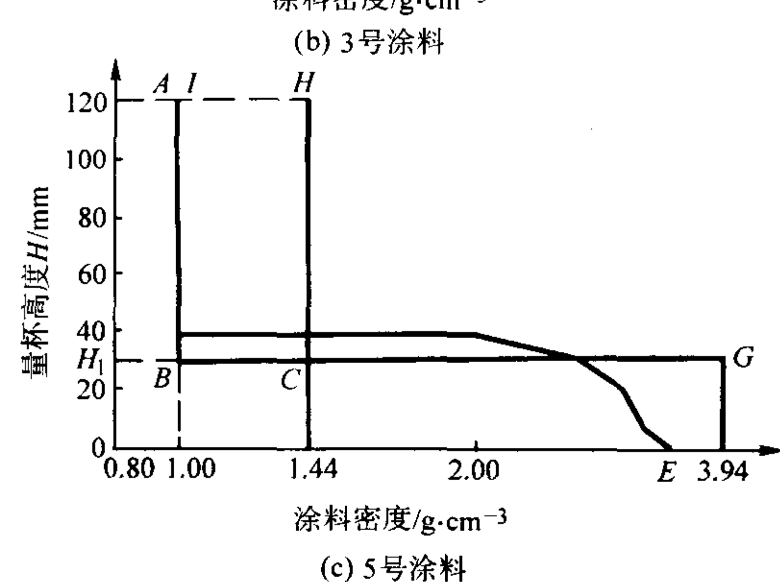
涂料号	涂料质量组成（质量比）					各个面积的方格数				K
	硅藻土	膨润土	铝钒土	CMC（占总量）	水	S_{FoE}	$S_{o\varphi_0 G}$	S_{ABCE}	$S_{C\varphi_0\rho_1 D}$	
1	100	3	—	—	150	54	58	759	724	0.076
2	100	3	—	—	200	135	148	633	650	0.222
3	100	3	10	—	164.5	93	95	759	780	0.122
4	100	3	10	0.05%	164.5	40	38	888	862	0.049
5	—	—	103	—	150	765	731	1 133	1 125	0.665



(a) 1号涂料



(b) 3号涂料



(c) 5号涂料

图 3.9-56 不同涂料的沉降率测量曲线

由测量结果可见：

1）S_{FoE}与 $S_{o\varphi_0 G}$以及 S_{ABCE}与 $S_{C\varphi_0\rho_1 D}$的面积都接近，符合前面的理论分析；

2）将 1 号涂料和 2 号涂料的测量数据比较，可知粉液比较小的 2 号涂料 K 值较大，悬浮性较差，K 值的反应正确；

3）比较 3 号涂料和 4 号涂料的测量数据，证明 4 号涂

料中由于加入了 0.05% 的 CMC，它的增大涂料悬浮性作用在 K 值上得到了反应。

比较 1 号涂料与 5 号涂料的测量数据，5 号涂料的悬浮性极差，K 值也最大，在图 3.9-56c 上可见 120 mm 高的涂料柱上竟有 80 mm 高度的澄清载液，这是由于铝矾土密度比硅藻土得大很多，在两种同样粉液质量比的涂料，5 号涂料中粉料所占的体积分数比 1 号涂料小得多，同时铝矾土吸附水的能力又比硅藻土差，故 5 号涂料中的自由水体积分数比 1 号涂料大很多。5 号涂料的极差悬浮性便在较大的 K 值上得到明显的反应，其 K 值为 1 号涂料 K 值的 9 倍。

因此这个测量结果证明本节所介绍的涂料悬浮性测量方法是可信的。

6　型（芯）砂的流变性能

砂型铸造生产中有型（芯）砂的紧实流动的现象。紧实或硬化的砂型和砂芯在脱模、取芯、搬运、合型等过程中受外力和自重的作用出现变形。甚至紧实后静置的砂型（芯）由于自身内应力或重力的作用都会出现变形。所述这一切都与型（芯）砂的流变性能有关。

早期的砂型紧实过程研究主要借用土壤力学的原理进行过探讨，从流变学角度出发研究上述工艺过程中的型（芯）砂流动变形问题只是近几十年来的事情，对此问题的研究尚不系统、全面，所得结论还比较浅显、混乱，故在本节中只能对一些基本问题作一般性的叙述。

6.1　型（芯）砂的黏结性特点及其在紧实过程中的流动现象

从研究型（芯）砂的流变性能出发，可把型（芯）砂分为黏结性砂和非黏结性砂。

6.1.1　黏结性砂

黏结性砂指在颗粒间会产生黏结力的型（芯）砂，这种黏结力主要由下述因素引起的。

1）由于型（芯）砂颗粒表面粗糙和不规则所引起的相互咬合联结。

2）颗粒表面上有黏性层，黏性层把颗粒相互联结起来。

3）颗粒表面上有液体或黏性胶液，颗粒接触时，液体的润湿力和表面张力把型（芯）砂颗粒联结起来。

4）其他可能出现的黏结力，如静电力、附着力等把颗粒联结起来。

如使用得较多的黏土砂，它大多由硅砂、黏土、水和其他附加物组成，其颗粒结构形式可为：

1）覆盖有均匀湿润黏土层的硅砂粒个体和由这些个体黏结在一起的团块。黏土层中可能有其他附加物。

2）表面部分裸露的硅砂粒个体和由这些个体结合在一起的团块。

3）黏土团、黏土和其他附加物组成的团粒。

4）上述几种物体混杂在一起的团块。

这些东西相互随机地混杂在一起，在型（芯）砂中分布不一定均匀，颗粒、团块之间会有孔隙。有的孔隙是封闭的，有的却为开放的，孔隙中不一定充有水分，但在颗粒接触的点、面上可出现有表面张力的水分或黏土胶液。

型（芯）砂在砂箱或芯盒中的紧实过程中，其颗粒组成和结构会发生变化：一些硅砂粒和各种团块有可能被粉碎或分解，某些团块和有黏土层的砂粒会变形，团块和砂粒表面黏土层中的质点间出现相对位移，颗粒间的封闭孔隙的空气会受压或被挤出孔隙，孔隙会被填实或变小，颗粒间接触面增多，型（芯）砂整体出现残余变形。在紧实过程中，还伴随有黏土层和砂粒以及充有空气封闭孔隙的弹性变形、颗粒间相对移动时在接触面上出现的黏塑性摩擦，原有的颗粒、团块间的联结被破坏，新的联结建立和增多，颗粒间相互咬合、黏合和水分表面张力增大，使型（芯）砂后续的紧实、变形遇到的阻力不断增大。当型（芯）砂被紧实到一定程度后，紧实的残余变形不能继续进行，最后可能会出现一些由砂粒和黏土表现出来的弹性或砂粒的破碎变形。

研究工作表明：黏土砂在紧实过程中，由砂粒破碎引起的型（芯）砂被压紧实的变形量，在型（芯）砂紧实的变形量中所占的比重是不大的。如用 3 MPa 压力压实黏土砂时，只有约 7.5% 的砂粒被破碎，而在舂样器内用标准方法舂制砂样时，砂粒的破碎率为约 3.5%；当在砂中加有起润滑作用的附加物，如油时，使型（芯）砂颗粒间摩擦力降低，砂粒的破碎率可相应降低为 4% 和 2.5%。

大多数的型（芯）砂，除黏土砂外，还有油砂、水玻璃砂、冷硬树脂砂等都可归类于黏结性砂。不同类型黏结砂中的黏结力是不一样的，但研究得较多的是黏土砂。

黏结性砂在紧实过程流动时所产生的切应力可用库仑（Coulomb）式表示，即切应力 τ 是型（芯）砂颗粒间的黏结应力 τ_C 和摩擦力 $\alpha\sigma_n$ 之和。

$$\tau = \sigma_C + \alpha\sigma_n \qquad (3.9\text{-}101)$$

式中，α 为颗粒间的内摩擦系数；$\alpha = \tan\varphi$，φ 为内摩擦角；σ_n 为紧实时施加在颗粒表面上的法向应力。

6.1.2　非黏结砂

非黏结砂指在颗粒间无黏结力的型（芯）砂。但颗粒之间出现相对位移时，颗粒接触面上会产生摩擦力。如消失模造型时用的干砂粒，还有酚醛树脂覆膜砂，在其颗粒的砂粒表面带有完全或不完全的薄层固态树脂膜，还可能有固态树脂颗粒，以及这两种东西相互或单独地结合在一起的团粒。这些颗粒之间可能会有结合力，但程度极为微弱，不起多大作用。一般情况下，非黏结砂粒在相对移动时颗粒间的作用力主要为摩擦力，即

$$\tau = \alpha\sigma_n \qquad (3.9\text{-}102)$$

依靠振动减小颗粒间的摩擦力，利用砂粒本身重力，使颗粒流动，减小颗粒间的孔隙，这是非黏结砂的主要紧实方法。在此种紧实过程中覆膜砂粒表面的树脂膜可能破碎，脱落，但硅砂粒本身碎裂的可能性不大。

一般非黏结砂颗粒之间的摩擦力比黏结砂颗粒间摩擦力大得多，加压紧实的效果极差，且非黏结砂易被压碎。

黏合覆膜砂时的加热，使树脂膜熔化，由树脂液表面张力或加压促使树脂砂进一步紧实，此时的覆膜砂已是黏结性砂了。

6.2　不同情况下的型（芯）砂流变性能研究

制砂型、砂芯的方法有很多种，如压实、振实、舂实、射砂（气冲）、真空密封等，不同的造型（芯）方法时，型、芯砂表现有不同的流变行为，所以经常需要根据不同砂型、砂芯制造方法设计不同的试验研究型（芯）砂的流变性能。

考虑到制成后的砂型、砂芯在搬运、合型、储存、浇注后的服役过程中也会受到多种外力而出现变形的特点，所以人们也对制成后砂型（芯）的型（芯）砂流变性能进行了研究。

6.2.1　在转子式流变仪上型（芯）砂流变性能的测试

图 3.9-57 示出了苏联马特维恩科（Матвенко）提出的两种结构的全方位受压转子式型（芯）砂流变性能测定仪，它们都有一个带有四棱的转子 1，插于所测量的型（芯）砂中，型（芯）砂置于容器 2 中的橡胶套筒 3 中。在容器盖 4 下面的边缘上固定有四脊骨架 5，用来阻止型（芯）砂沿橡胶套筒的滑移。在橡胶套筒和容器壁之间的空间中可通入压缩空气或高压油，创造被测型（芯）砂全方位受压的条件。

在Ⅰ型仪器上，转子的转动由对重6通过绳索和带带动，其转速可通过对重的重量调节。在Ⅱ型仪器上转子由电动机带动旋转，转子的转速为11 r/min、22 r/min、44 r/min和88 r/min。在容器底部装有弹簧7，其另一端固定于基座8上。转子转动时，把转矩传送至型（芯）砂上，型（芯）砂中转矩又传至容器上，使容器转动一定的角度，容器转动角度的大小受弹簧限制，因此容器的转动角度可表示型（芯）砂中转矩的大小。容器转动的角度值可由容器底部的可变电阻9上的电阻大小表示，这个数值由记录仪记下。在Ⅰ型和Ⅱ型都可用对重10转动容器（转子不转动），以满足低切变情况下型（芯）砂流变性能测试的需要。

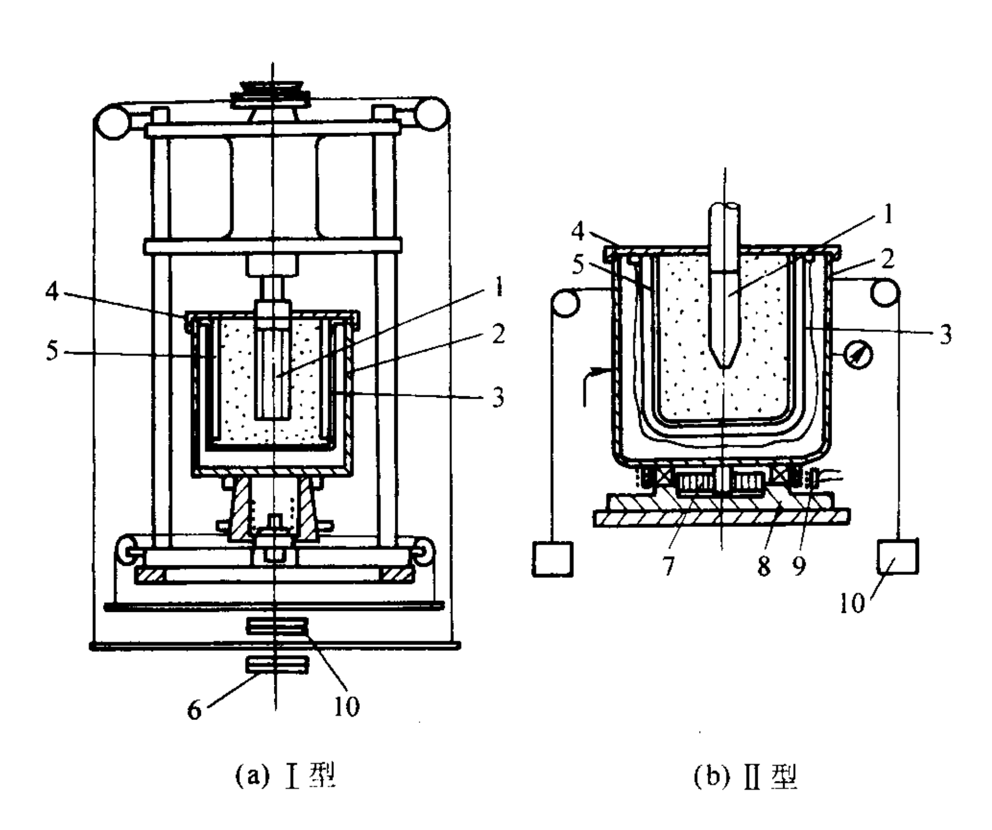


图3.9-57　转子式型（芯）砂流变性能测试仪

1—转子；2—容器；3—橡胶套筒；4—容器盖；5—四脊骨架；6、10—对重；7—弹簧；8—基座；9—可变电阻

在转子式流变仪上，型（芯）砂的流动以及从整体上考虑的型（芯）砂的变形基本上都是由外界切应力引起的。由于颗粒与颗粒间的相互机械摩擦、咬合以及黏性摩擦，运动的颗粒会带动与其接触的颗粒作同方向的移动。与此同时，运动着的颗粒还会推动前方颗粒移动，因此转子式流变仪上的测试结果能较好地表示型（芯）砂的流变性能特点，特别是压实紧实时的型（芯）砂流变性能特点。

在此种仪器上对型（芯）砂的测试结果如下。

1）测试的黏土砂质量组成为（质量分数）：旧砂98%、新砂1.38%、膨润土0.15%、煤粉0.15%、淀粉0.015%。型（芯）砂湿度为2.8%～3.0%，其抗压强度为0.18～0.21 MPa。得到如图3.9-58一族$\gamma-t$曲线，T_1、T_2、T_3、T_4为施加在黏土砂上的转矩值，$T_1<T_2<T_3<T_4$。由T_4曲线可见，当在时间$t=0$时施加转矩，型（芯）砂出现瞬时角变形，而后随着时间的延长，得波浪形的O_1A_4线。曲线的波浪形也可如图3.9-59所示，这些曲线是在型（芯）砂四周受压各为p等于0 MPa、0.1 MPa和0.2 MPa情况下，转矩由零逐渐增大时所测得的，故见不到$t=0$时变形突增情况。在这些曲线中都可见到角变形在极短时间内突然跳跃式增大的情形，这可能是由于型（芯）砂在变形逐步增大时，其密度增大，当外界载荷增大至一定程度，引起了新的塑性变形，如曲线中的$A_0A'_0$、$A_1A'_1$、$B_1B'_1$等所示，型（芯）砂又一次获得更为紧实的结构。这种情况可多次出现，所以图3.9-58上的O_1A_1等曲线出现了波浪的形状。型（芯）砂周围所受的压力越大，出现跳跃式变形的次数也越频繁（指一定变形量情况下的出现频率）。

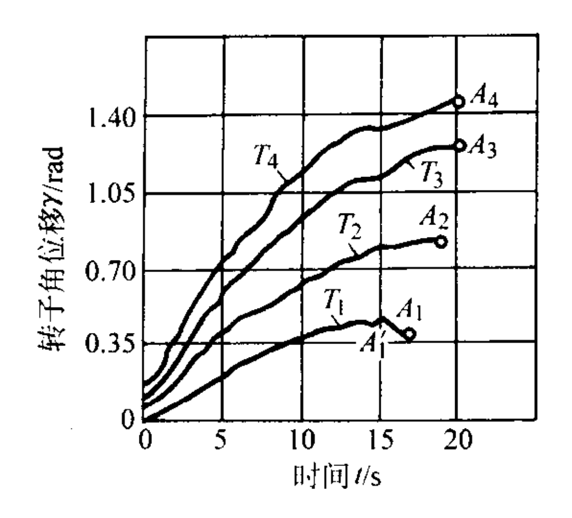


图3.9-58　不同转矩时型（芯）砂在转子式流变仪上的转子角位移—时间曲线

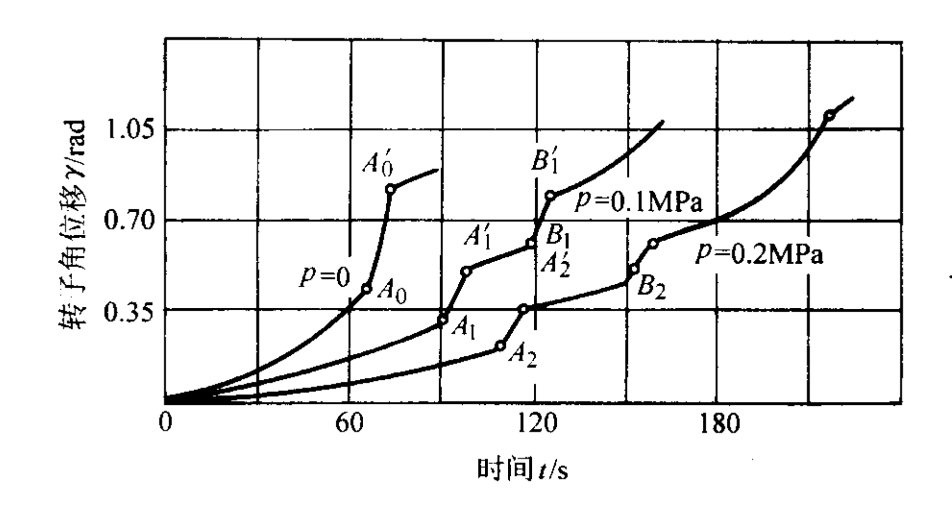


图3.9-59　不同压力包围下型（芯）砂在转子式流变仪上的转子角位移—时间曲线

当型（芯）砂变形达到一定程度时，如图3.9-58中A_1时，突然撤去转矩，得到了A_1A_1'线段，这说明型（芯）砂出现了滞后的反变形，即弹性后效现象。因此可见黏土型（芯）砂在紧实到一定程度后，会出现弹性的表现，而O_1A_1曲线所表现的是一种弹黏塑性的蠕变。

在图3.9-58中的T_2、T_3、T_4曲线上没有见到反变形现象，这是由于从A_2、A_3、A_4点开始，型（芯）砂层中有切断滑动层的现象。在一般压实造型中，由于加压载荷的均匀分布，切断滑动层现象不一定出现。但在手工舂砂、多触头加压，并且模板上高度相差太大的垂直空间中都可能有滑动层出现。

2）型（芯）砂的流变行为与液体的流变行为截然不同。如一般牛顿液体中，各层流体质点间存有流动的速度梯度，滑移面或剪切面遍布整个体积之中。而在型（芯）砂中，在所施加切应力的作用下，当变形达到一定值后，或是停止变形，或是在砂中出现切断滑动层，这个滑动层可能很窄，在转子式流变仪中，型（芯）砂切断滑动层形成一圆筒形表面，在此表面的内侧和外侧，颗粒几乎不滑动。这体现了固体间的摩擦特性，表明型（芯）砂在紧实度达到一定程度后具有塑性流动的特点。

3）当给流变仪转子施加一定转速时，其切应力（或转矩）在初期不能达到一稳定值，只是随着时间的延伸，才逐渐增大至一稳定值，然后几乎不再变化了。

上述现象再一次说明型（芯）砂在压实初期，颗粒间空间较大，接触面积小，它们相对滑动时的黏性摩擦阻力和塑性摩擦阻力小。随着型（芯）砂被紧实，这两种摩擦阻力便逐步增大，直至出现滑动层，转矩才稳定下来，因此可把型（芯）砂初期紧实过程视作黏塑性流变过程。

图3.9-60所示的是对一种黏土型砂的测试结果，型砂的抗压强度为0～2 MPa，其湿度为3.5%。试验时转子转速

为 11 r/min，给型砂施加的压力 p 则不一样。这一族曲线说明：型砂所受压力越大，则切应力（即转矩）的稳定值也越大，出现稳定值的时间趋后。出现稳定切应力后，仪器中的型砂不再继续变形，或在型砂中出现了切断滑动层。这个现象在人们对玻璃珠的相似试验中所获结果相似，这证明型（芯）砂具有固体间摩擦行为的特征。

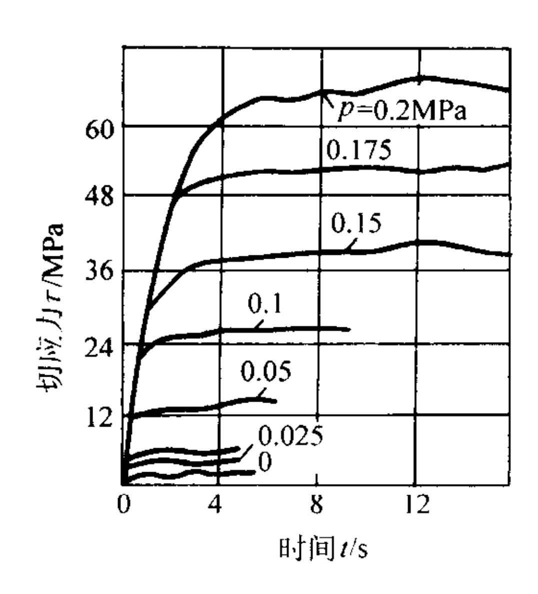


图 3.9-60　不同压力包围下型砂在转子式流变仪上的切应力-时间曲线

4）型（芯）砂流变行为不同于液体流变行为的特征还表现在：当转子转速 n 增大时，在牛顿液中的切应力增大，而在型（芯）砂中稳定的切应力反而会变小（当转子转速较小时）或保持不变（当转子转速较大时）。如图 3.9-61 所示，随着 n 增大的曲线相互靠近的情况就说明了这一现象。

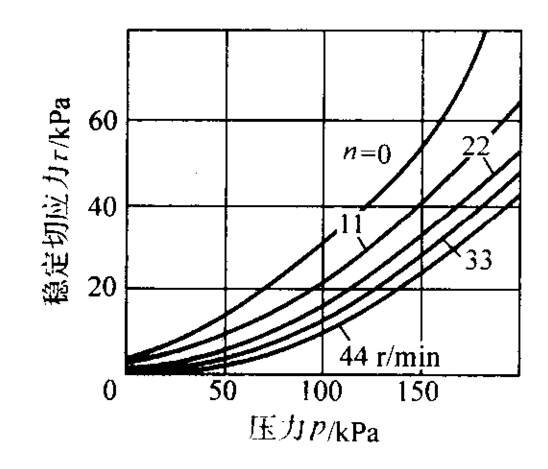


图 3.9-61　不同转子转速时型（芯）砂稳定切应力-压力曲线

由图 3.9-61 可见，型砂中的稳定切应力不仅随切变速率（转子转速）的增大而变小，而且还随着四周压力的增大而剧烈增大。当压力 p 较小时，其增大趋势较小；当压力较大时，稳定切应力的增大趋势加大，即曲线随压力的增大越来越陡。这些曲线上每一点的切线倾斜角的正切值，可称为内摩擦系数。由此图可见，此摩擦系数随正压力 p 值的增加而增大，随转子转速 n 的增加而变小，这样的规律与固体间的摩擦规律又不相同。

p 值为零时，每个曲线与纵坐标的交点表明了黏结应力［式（3.9-101）］的大小，也可把此值称为黏结系数，即砂粒间产生相对位移时，单位面积上的黏结力。此力与型（芯）砂本身的黏结性有关，对非黏结性砂言，此力应为零。

在研究非黏性砂流变性能时，可采用如图 3.9-62 所示的粉体转子流变仪，在圆筒 1 内放被测试的型（芯）砂 3，在砂中放转子 2。由于砂子不能较好地黏附在平滑的转子表面，故转子表面上刻有沟槽或齿纹。在型（芯）砂的上表面上放一圆盘 4，圆盘上有砝码 5，以调节施加在砂上的压力大小。圆盘和转子上表面间应保证有一定距离，以减少砂粒可能沿圆盘表面滑动时所引起的误差。

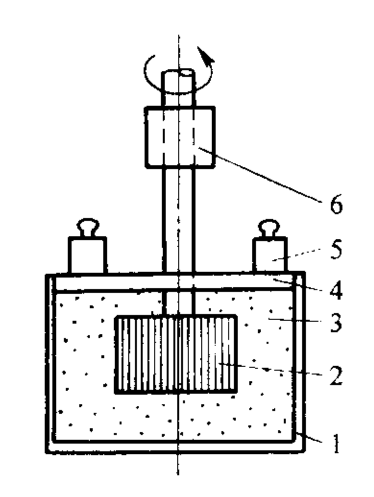


图 3.9-62　粉体转子流变仪示意图

1—圆筒；2—转子；3—型（芯）砂；4—圆盘；5—砝码；6—转矩传感器

在此仪器中，型（芯）砂颗粒间的相对运动主要是圆周运动，颗粒表面上的摩擦力主要与横向的水平压力有关，而水平压力 p_1 的大小主要由圆盘与砝码共同施加的垂直压力 p_2 和砂粒的内摩擦角（可近似地用砂堆的休止角表示）α 决定，其关系式可参照兰金（Rankine）推导而得的数学式

$$p_1 = p_2 \frac{1-\sin\alpha}{1+\sin\alpha} \tag{3.9-103}$$

转子由电动机带动，其转速可以调节，转子在一定转速下所产生的转矩用传感器的信号传至记录仪或其他显示器记录或显示。

6.2.2　单纯加压时型（芯）砂流变性能的测试

图 3.9-63 示出了模拟压实造型过程的单纯各向等加压式的型（芯）砂流变性能测试仪，在直径为 180 mm、高度为 220 mm 的带底圆筒 1 上部有一筒盖 5。圆筒内放一橡皮套筒 2，其上边可被筒盖压在圆筒的法兰边上。在橡胶套筒内放被测试的型（芯）砂 3。筒盖上的放气阀 6 是当型（芯）砂被压缩时用来放出砂子中的气体而设置的。油箱 10 中装有油，油的表面上有一浮子 11，它被小的弹簧压在油的表面，其中心装有小杆与感应式位移传感器 8 的芯子相连，故可用此测定向型（芯）砂加压时型（芯）砂所出现的体积变形值。圆筒 1 和橡皮套筒 2 间的油经小管与油箱中的油连通。型（芯）砂上部的感应式压力传感器 7 用来测定砂中气体的压力值，在测量头上有铁丝网防止型（芯）砂的压力传至传感器上。在型（芯）砂中放置应变式传感器，以测定型（芯）砂中的压力。压力传感器 9 可示出各向等加压时的平均压力值，各传感器的信号经放大后用示波器记录。压缩空气（0.3～0.5 MPa）可按给定的压力值瞬刻通至油箱 10 上部的空间内，此压力经油传至橡皮套筒中的型（芯）砂上。

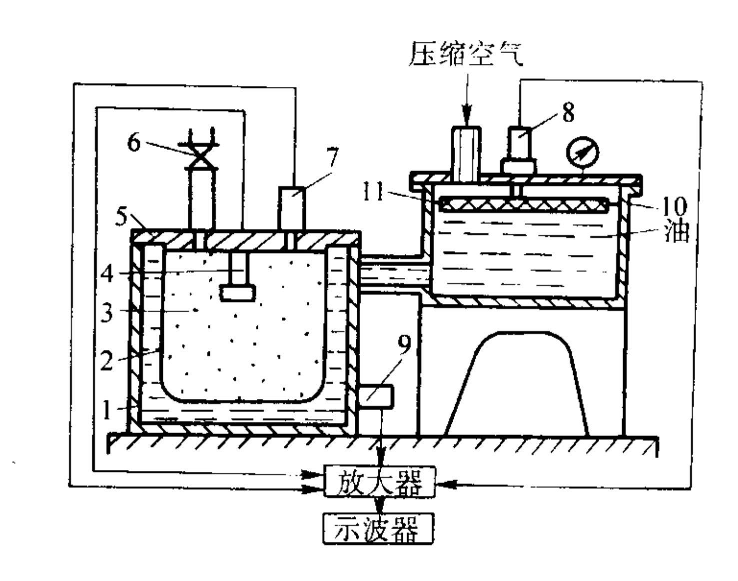


图 3.9-63　各向等加压式型（芯）砂流变性能测试仪

1—圆筒；2—橡皮套筒；3—型（芯）砂；4—张力传感器；5—筒盖；6—放气阀；7—压力传感器；8—位移传感器；9—压力传感器；10—油箱；11—浮子

Матвеенко И.В. 等用此仪器测试了初始紧实度为 $(0.8\sim1.0)\times10^{-3}$ kg/m³、湿度为3.5%、抗压强度为0.14～0.16 MPa的黏土砂，其结果示于图3.9-64上。由此图可见，在0.2 s内，加在型砂上的压力和砂本身感受到的压力都很快建立了起来，但砂本身感受的压力 σ_V 总比施加在砂上的压力 σ_P 小一些。型砂体积变形所延续的时间较长。当 σ_P 和 σ_V 达稳定值以后，型砂的体积继续被紧实，其变形率 e_V 继续上升，出现了蠕变的现象。在型砂受压紧实时，由于砂中气体来不及逸出，所以在型砂中出现气体反压力 p，它不单阻碍型砂的受压变形，而且还会在外界压力撤去时，使型砂出现反紧实变形，即为紧实后型砂的反弹变形。当然，紧实后型砂的反弹变形还可能有其他原因，如黏土的弹性后效特性，砂粒等固相颗粒受压弹性变形在撤压后的变形释放。

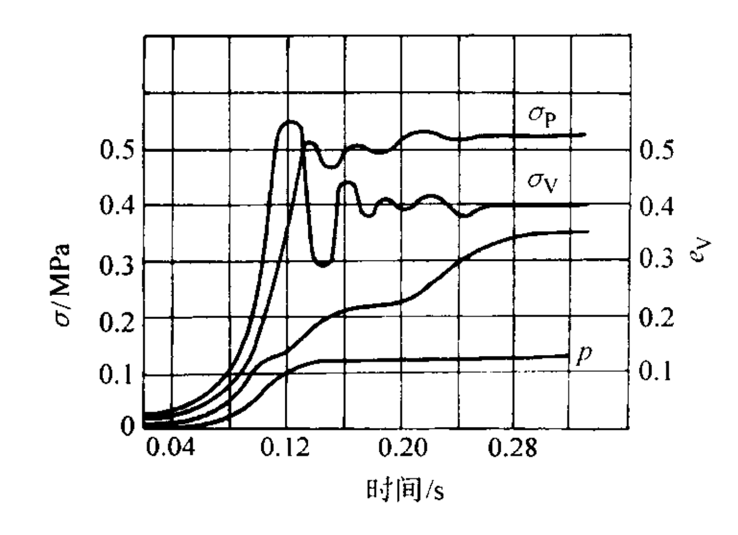


图3.9-64　各向等加压时 σ_P、σ_V、e_V、p 随时间的变化

由此图还可见到 σ_P 和 σ_V 在达到最大值后出现的波浪形变动，体积变形也有较弱的波动，这可能与前节提到的紧实型砂时出现滑动层及型砂结构的变化有关。

另一种四周受压的型（芯）砂流变性能测定仪示于图3.9-65。试验时把测试的型（芯）砂2放入杯状容器5的薄橡胶套筒3中，套筒底部是不可动的下活塞1，顶部是可动的上活塞4。套筒与容器间充满水，通过它可从砂样侧面施加压力。柱塞阀6和加压缸8用来控制水压的大小。加压缸是一种补偿器，以使柱塞在工作时总保持一定的高度。

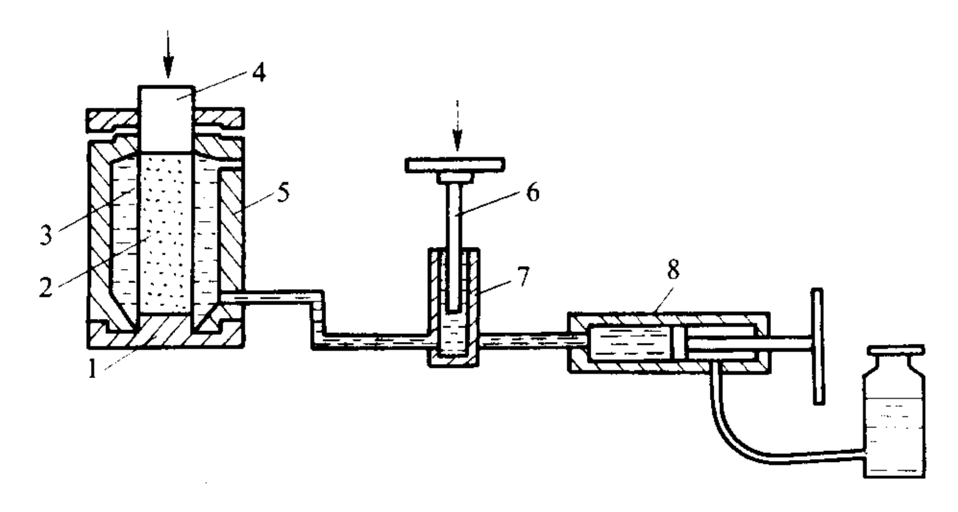


图3.9-65　又一种四周受压型芯砂流变性能测试仪

1—下活塞；2—型芯砂；3—橡胶套筒；4—活塞；
5—容器；6—柱塞阀；7—柱塞缸；8—加压缸

砂样直径为40 mm，高度为80 mm，测试时黏土砂的密度可为 $(1.3\sim1.7)\times10^{-3}$ kg/m³，在保持砂样侧面压力为定值情况下，增大作用在活塞4上的加压载荷，砂样高度变小，至一定程度，砂样会侧向凸起，形成鼓桶形，此时作用在砂样的切应力 τ 为

$$\tau=(\sigma_1-\sigma_2)/2 \qquad (3.9\text{-}104)$$

式中，σ_1 为作用在砂样上的垂直压力；σ_2 为作用在砂样上的侧向压力。

在此仪器上，通过对黏土砂和膨润土砂的测试，切应力与试样在高度方向上的变形关系如图3.9-66所示。由图中曲线可见，一般情况下型砂变形与切应力关系不是线性的，但在变形开始后，当试样紧实度还较小时，有一区段可认为是线性的，如 Oa 段。对含黏土量和水量不同的多种型砂测试表明：型砂的最初紧实度对型砂变形性能有很大影响，当最初紧实度增大时，表明型砂反抗受压变形的能量增大，线性关系线段的应力变化范围也增宽。当加压载荷超过某极限值时，砂样中一些部位的抗切变阻力被克服了，发生了切变形滑移。当载荷进一步增大时，至某一极限应力状态（如图3.9-66曲线上的 b 点），型砂颗粒的侧向位移大量发生，形成连续滑移面，出现了塑性流动，试样破裂。在剪切破坏时，在颗粒的接触点上和这些点的胶液层面上，残余的胶液黏结力和新生胶液黏结力会阻碍颗粒的滑移，这种阻力可为颗粒间的摩擦力和黏性阻力，所以切向滑移实质为黏塑性的。

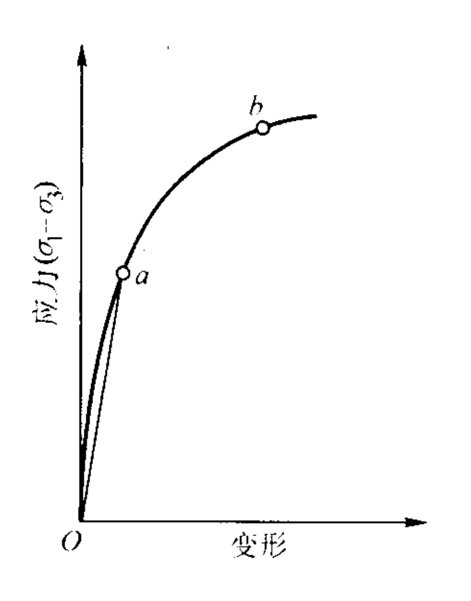


图3.9-66　型砂的切应力与试样高度变形的关系

当黏土砂的初始紧实度为 $(1.3\sim1.7)\times10^{-3}$ kg/m³ 时，水和黏土不会引起抗切变强度有大的变化，此时砂的内摩擦角为27°～32°。在膨润土砂中，减少水分会使抗切变强度增大。

谢滨等用图3.9-67a所示的仪器对装在内孔尺寸为 $\phi100$ mm × 150 mm 圆筒中的松散砂样进行加压紧实，测量了型砂（其质量组成为原砂100、膨润土10、煤粉3）的流变性能。型砂的可紧实性为35%，所测得的压应力 σ 与高度变形率 ε 的关系曲线示于图3.9-67b中。

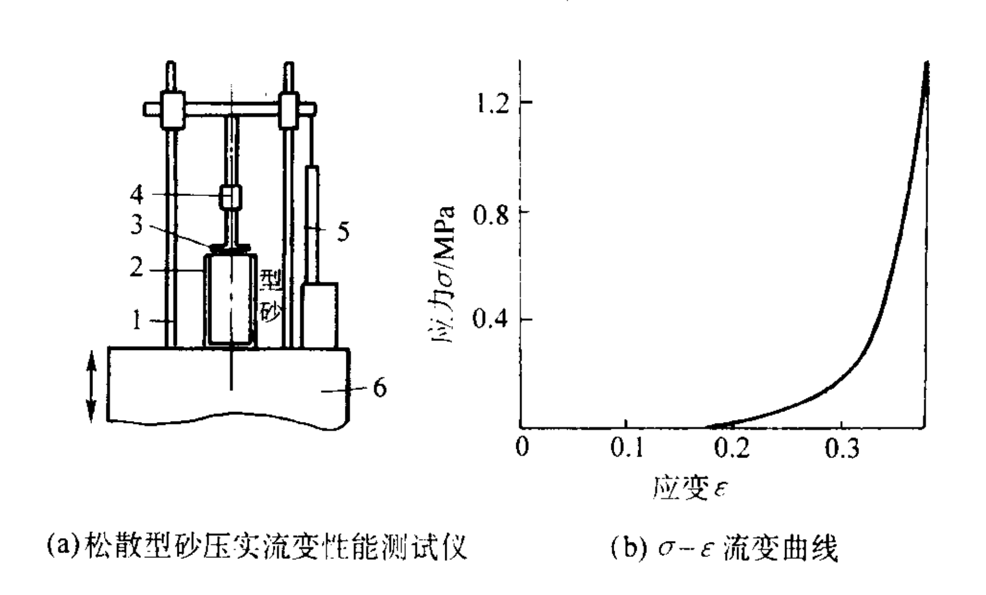


图3.9-67　松散型砂压实流变性能测试仪和 $\sigma-\varepsilon$ 流变曲线

1—立柱；2—试样筒；3—压板；4—载荷传感器；
5—位移传感器；6—工作台

谢滨等认为 $\sigma-\varepsilon$ 曲线分三段：①退让阶段（$\sigma<0.02$ MPa）；在此区间 σ 变化小，但 ε 变化大（最大 ε 约为0.2，占总变形量的54%）。因为型砂颗粒间空间大，砂样变形所

需克服的阻力只是式（3.9-101）中的黏结应力 σ_C。由于砂颗粒间的接触点或面不多，故可忽略 $\alpha\sigma_n$ 项。②紧实阶段：$\sigma=0.02\sim0.8$ MPa，σ 和 ε 值以相当速度增大，ε 由 0.2 增至 0.355，此阶段的型砂变形量占总变形量的 42%，型砂颗粒间的孔隙大大减少，颗粒排列紧密，砂粒上包覆的黏土被挤入孔隙之中，故此时已不能忽略 $\alpha\sigma_n$ 的变形阻力。③应变截止阶段：$\sigma=0.8\sim1.2$ MPa，此阶段剩下的变形率只有 0.02 了，占总变形量的 4%，σ 上升很快，砂粒进入密集堆砌状态，砂粒间有大的正压力，因此此阶段可能出现砂粒的弹性变形或破碎。

谢滨等还研究了型砂中膨润土含量对 $\sigma-\varepsilon$ 曲线的影响（见图 3.9-68）。由这些曲线可见，这些曲线的起始点都近于重合，因所测试的型砂都具有相近的可紧实性（40% ± 2%），但曲线与横坐标所包的面积不同，此面积表示型砂的应变能，膨润土在型砂中的含量越高，则应变能也越大，在变形率 ε 相同情况下，膨润土含量越大，σ 值也变大。

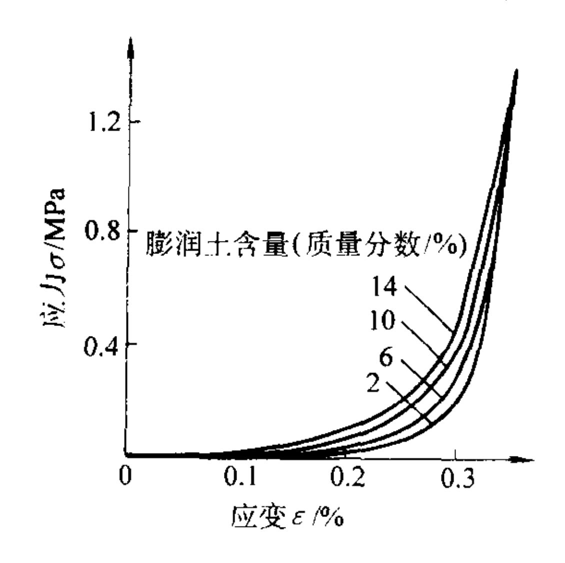


图 3.9-68 不同膨润土含量型砂的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线

谢滨等还提供了不同可紧实性型砂的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线（见图 3.9-69），指出各曲线上都有 1、2、3 阶段，可紧实性越大的型砂，其退让阶段越长，也越难以紧实。

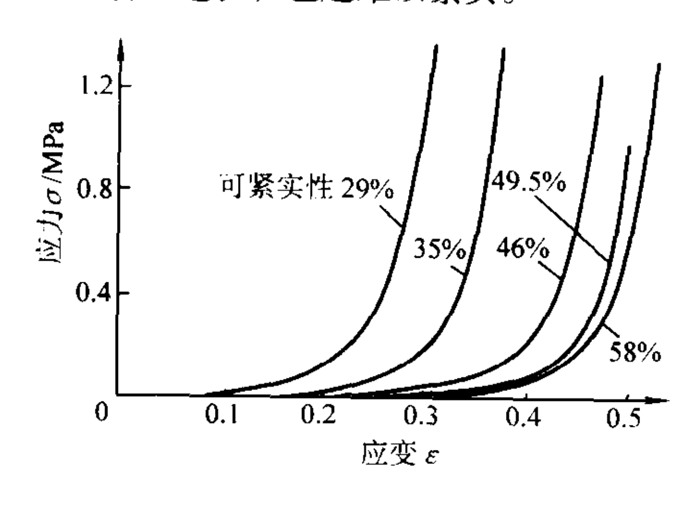


图 3.9-69 不同可紧实性型砂的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线

在型（芯）砂受压紧实时的变形量 ε' 与保压时间 t_p 的关系方面，陈士梁等作了研究。试验是在把型砂压成 ϕ50 mm × 50 mm 的试样过程中进行的，得出了如图 3.9-70 所示的曲线，发现加压时，压力 p 不是马上上升到设定值的，在随后的保压初期压力有小幅度的波动，然后消失。这种小波动似乎有与在转子式型（芯）砂流变仪上测得的转子角位移波动（见图 3.9-58 和图 3.9-59）和切应力的波动（图 3.9-60）有一定原因方面的相似，即型砂在被压实时，滑移的颗粒间的结构被破坏，如移动的砂层突然出现相互错开，出现结构性变形而使压力出现波动。此种波动在 Матвеенко И.В. 等的相似研究中也有表现（见图 3.9-64）。与加压曲线相对应的变形 ε 与时间 t 变化曲线上可见，在压力保持一定值的情况下，型芯的压实过程继续进行，出现了蠕变现象，陈士梁等认为这与包覆在砂粒上的黏土的黏塑性（黏土被挤走）有关，这种不稳定蠕变 ε 与时间 t 的关系可用下式表示

$$d\varepsilon/dt = At^{-K} \quad (3.9\text{-}105)$$

式中，A、K 为常数，$K=1.05\sim1.20$。

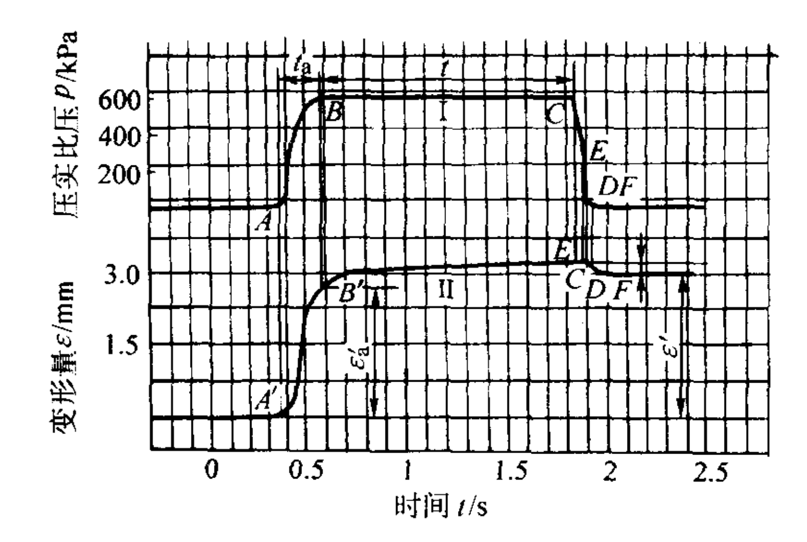


图 3.9-70 型砂压实过程中的 $\eta-t$、$\varepsilon-t$ 曲线

陈士梁等指出，这种挤压黏土层的蠕变主要发生在 0.5 s 以内，而高压造型时施压时间大多大于 1 s，这种蠕变来得及完成；可是气冲造型时，施压时间都少于 100 ms，砂粒上黏土层来不及被挤走，因此两种砂型的服役性能是不同的。

在 $\varepsilon-t$ 曲线上还可见到撤压后的变形量 ε' 减小，即砂样回弹的现象（图 3.9-70 中 $\varepsilon-t$ 曲线的 DF 段）。

陈士梁等还对砂样的回弹现象作了研究，采用含膨润土（质量分数）8%，含水量不一样的型砂，测定它们在保压时间 t 不同时的回弹量，其测量结果示于图 3.9-71 上。由该图知，不同含水量型砂的回弹量 ε' 随 t 的变化规律都相似，在 t 为 0.5 ~ 1.0 s 区间，出现了最大值，而后随着保压时间的延长，回弹量变小。陈士梁等认为，由于回弹不是在撤压的瞬间出现，和型砂回弹量有小于纯砂回弹量的情况，因此压实型砂的回弹主要由黏土引起，砂粒本身的弹性不起作用。可是该文献作者没有考虑到具有虎克弹性的砂粒在撤去载荷后，其回弹不一定会即时出现，因相邻砂粒间的咬合和干摩擦会阻碍回弹的即时出现；同时在黏土砂中，砂粒一部分回弹很可能被砂粒回弹时挤压黏土层至相邻孔隙中的腾出空间所抵消，这样黏土砂的回弹量小于纯砂的回弹量也就可以理解的了。

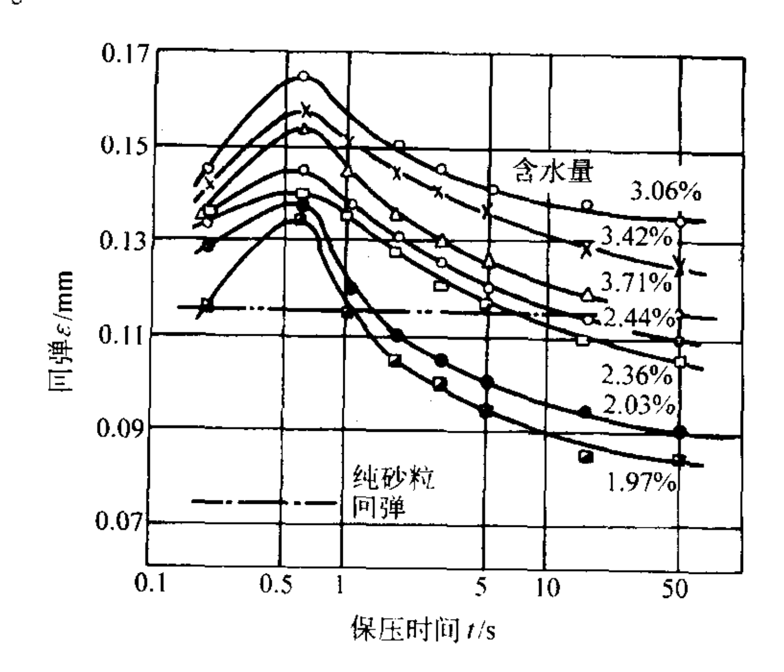


图 3.9-71 不同含水量砂样的 $\varepsilon'-t$ 曲线

回弹量在保压时间 0.5 ~ 1 s 区间最大值的出现主要是因为在最大值之前，短时间的保压不能使具有弹性后效特性的黏土层出现充分的弹性变形，保压时间短，出现的弹形变形也小，故撤压后的型砂回弹量随保压时间的增加而增大。而在最大值之后，一方面由于黏土层的弹性变形已得到充分实现，其弹性变形量已不再随保压时间的延长而变大，保持为

稳定值。另一方面，随着保压时间的延长，处于砂粒间的黏土层被挤压得越来越薄，型砂在撤压后的回弹量也随保压时间的延长显得越来越小了。

在紧实后的型（芯）砂的流变性能研究方面，除了上述的砂样回弹性研究外，谢祖钖等利用图 3.9-72 所示的对型砂标准试样的加压方法建立了相应的测试仪。在此测试仪上利用压力传感器和位移传感器及一些信号转变系统可自动化地给出压应力 σ 和压应变 ε 随时间变化的曲线（见图 3.9-73），曲线 OABC 为给砂样加压后所得的 $\sigma-t$ 曲线，认为其中 OA 段为砂样的黏弹性变形阶段，OA 线段在开始时不是直线，而后变为直线，在此阶段发生黏滞弹性变形。随着时间的增加，滞弹性变形的时间增长，这是由于砂粒间黏土膜增厚，使型砂的黏性特征表现越明显所致。可是在相应的变形率 ε 与时间 t 关系的曲线 2 上却见不到如图 3.9-13 所示那样的开尔芬弹性后效曲线的形状，谢祖钖等的研究文献没有示出过在加压小于 A 点情况下的撤压后的弹性回弹曲线以证明 OA 段的变形确为弹性变形。

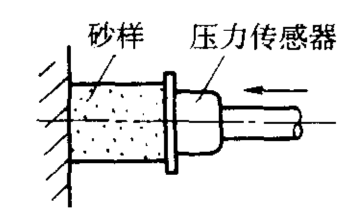


图 3.9-72　标准型砂试样流变性能测试原理

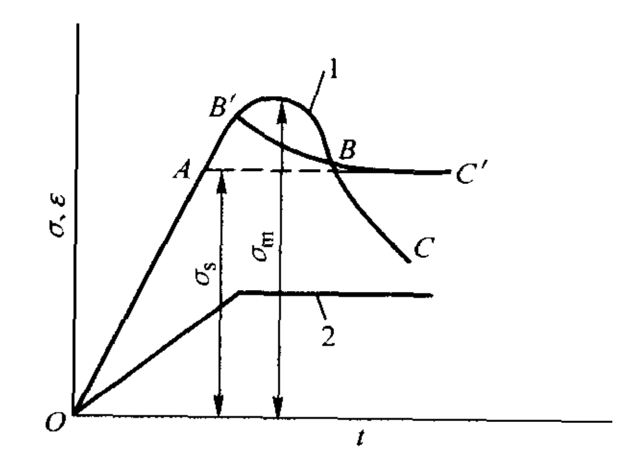


图 3.9-73　标准砂样受压时的 $\sigma-t$、$\varepsilon-t$ 曲线

1—$\sigma-t$ 曲线　2—$\varepsilon-t$ 曲线

谢祖钖等认为，AB 线段为黏塑性变形阶段，黏土在压力作用下从砂粒间挤出，砂样产生微小的不可逆变形。当压应力上升到超过砂样所能承受的极限应力 σ_m，砂样内部砂粒间产生微小滑移，砂样中压应力下降。在此阶段，型砂仍有弹性变形（黏土膜弹性 + 砂粒弹性），但这些弹性变形被黏土膜塑性变形吸收。BC 段为破裂阶段，砂粒间黏土膜不断受剪切力作用而破坏。

谢祖钖还指出，A 点是黏塑性变形的起点，是型砂发生黏弹性变形而不发生黏塑性变形的最大强度值 σ_s，它表征型砂抵抗外力不发生黏塑性变形的能力。A 点的确定方法为：对试样加压，使压应力 σ 增大到比 A 高的 B′处，停止加压，砂样在定应变条件出现应力松弛，σ 沿曲线 B′C′变小，趋于定值 σ_s，沿 B′C′线的水平段向左作延长线，得交点 A。σ_s 被称为抗压屈服值。这种试验时的 $\varepsilon-t$ 曲线即为线 2。

不同膨润土含量的型砂，随可紧实性的增大、含水量的增多，σ_s 先增后减。这主要是由于水和膨润土之间有一最合适的质量比例值，当水或膨润土过多时都会使 σ_s 值变小。

谢祖钖的研究虽在理论方面尚有可探讨之处，但对生产中在型（芯）后的起模（取芯）、砂型（芯）的搬运、浇注后型（芯）的受压变形方面，其研究结果还是有一定参考价值的。此外，所采用的测试方法中忽略了砂样受压时在侧向可能出现的变形也会使对一些测量数据的认识受影响。

考虑到砂型在浇注后，其表面层的温度会升高，同时此层中的型（芯）砂是处于四周受压的情况，所以型（芯）砂的流变行为有其特殊性，林家骝等测量了型（芯）砂高温时在四周受压下的流变性能。测量装置的工作原理示于图 3.9-74 中，砂样侧面用耐火空心微珠包围，通过微珠对砂样加热、加压，所加压力 p 为 1.6 MPa 和 0.6 MPa，这是在考虑铸钢砂型在浇注后由于温度升高，型芯砂体积膨胀面对表面层产生的压力估算而定。在砂样的上、下面施加压应力 σ，记录下测得的应变 ε。

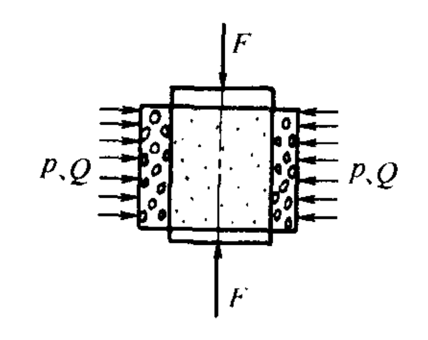
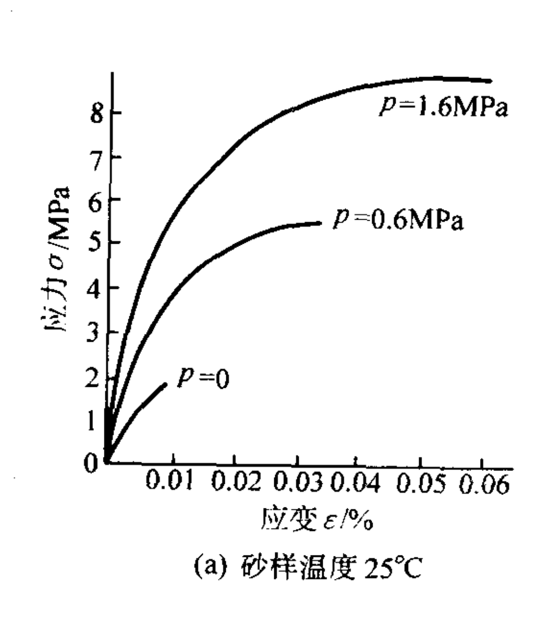


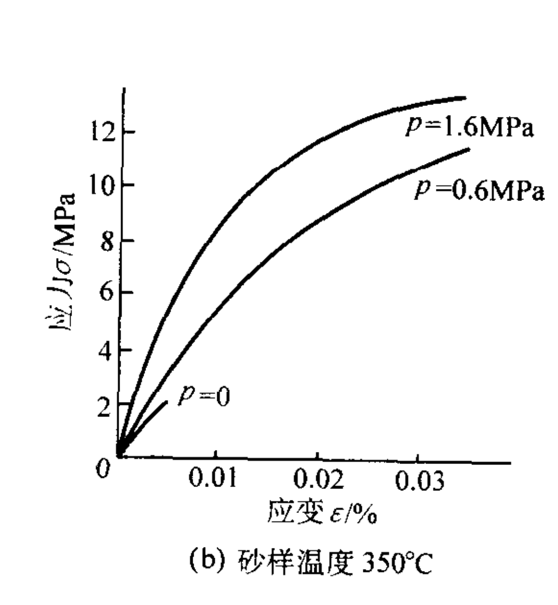
图 3.9-74　受围压砂样不同温度下流变性能测试原理

p—围压；Q—加热；F—作用力

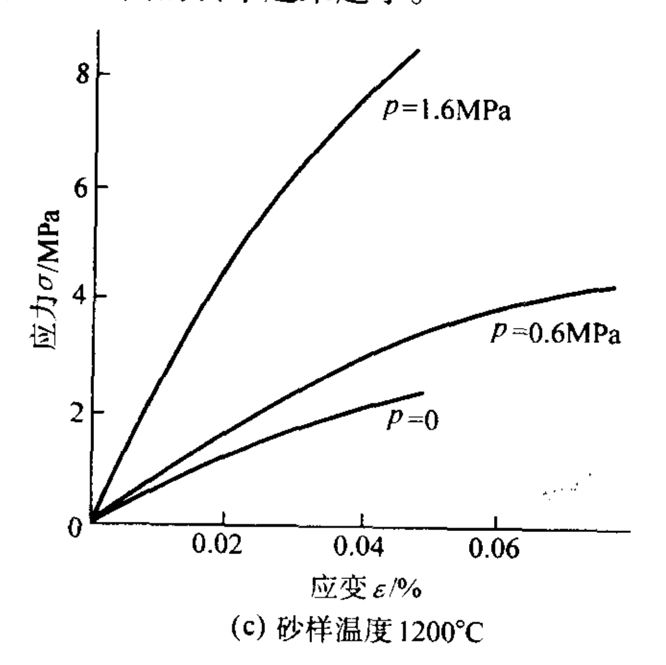
所测得的部分曲线示于图 3.9-75 中，在此三图中都可见围压 p 上升，同一 ε 值下的 σ 都增大，由此可知围压可增大型（芯）砂的抗变形能力。随着砂样温度的变高，型砂中黏结剂分解，如 1 000℃时，黏土失去结晶水，分解为体积更小的 SiO_2 和 Al_2O_3，某些组分会燃烧逸走，使型（芯）砂中孔隙度增加，$\sigma-\varepsilon$ 曲的斜率越来越小。



(a) 砂样温度 25℃



(b) 砂样温度 350℃



(c) 砂样温度 1200℃

图 3.9-75　不同围压、不同温度砂样的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线

6.2.3 型（芯）砂在重复加载紧实时的流变性能测试

砂型（芯）在很多情况下是通过重复冲击载荷被紧实的，如砂型（芯）的手工舂实、机器震实等，所以研究和掌握型（芯）砂在重复加载下的流变性能是很有意义的。

一般施加冲击载荷紧实型芯砂时，施加的力在几毫秒内即可增至最大值，作用的时间也只有几毫秒，型（芯）砂空隙中的空气常常来不及被挤走，而形成抗紧实的阻力。图 3.9-76 示出了测量型砂冲击载荷下紧实状况的装置。在此装置的导柱上滑动带有荷重 5 的横梁，荷重掉下后的冲击力通过冲头 3 传给砂样，并经砂样传至样筒 2 的底部、侧壁和冲头底部的各个传感器上。在冲头上接一感应传感器的芯棒，测量砂样受冲击和卸载时的变形，传感器信号由 11 ~ 16 等一系列信号转变器、放大器、示波器记录。

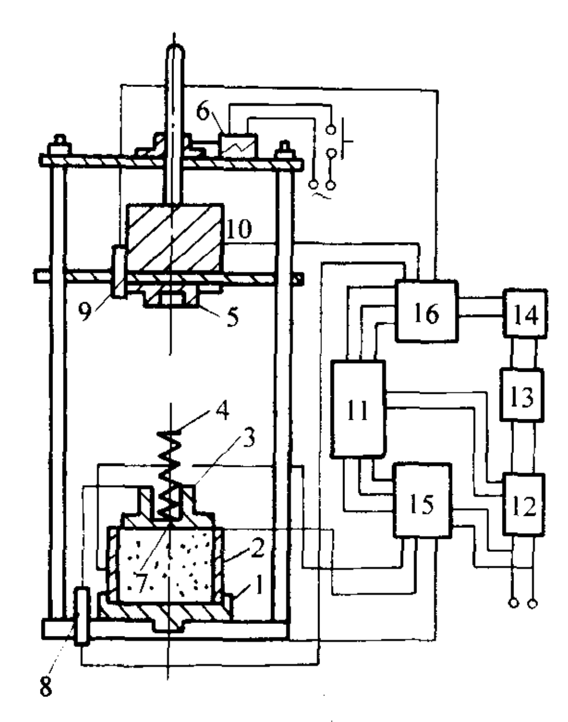


图 3.9-76 型（芯）砂冲击紧实时流变性能测试装置

1—底座；2—套筒；3—冲头；4—弹簧；5—荷重；6—大位移传感器；7—薄膜传感器；8—变形传感器；9—支点杆；10—支点；11，12，13，14，15，16—信号处理仪

图 3.9-77 示出了黏土砂在第一次冲击（曲线 a）和第二次冲击时砂中应力和变形率随时间的变化。由图可见，第一次舂砂时，砂的紧实度尚很小，在砂中引起的应力作用时间较长，达 18 ms，而且应力的上升和衰退都较缓慢，最大的应力值也较小，为 0.46 MPa。而在第二次舂砂时，因砂样已有较高的紧实度，冲击应力的作用时间已缩短为 9.4 ms，应力的升值和衰减都较快，可是最大的应力值则较高，约为 0.68 MPa。这说明，当型（芯）砂处于较松散状态时，它表现有较大的退让性，型砂被紧实时产生位移路程较长，黏性摩擦起较大作用，而使应力的作用时间延长；当型砂紧实度较大时，其流变性能向固体靠近，弹性就呈现出较大作用了。

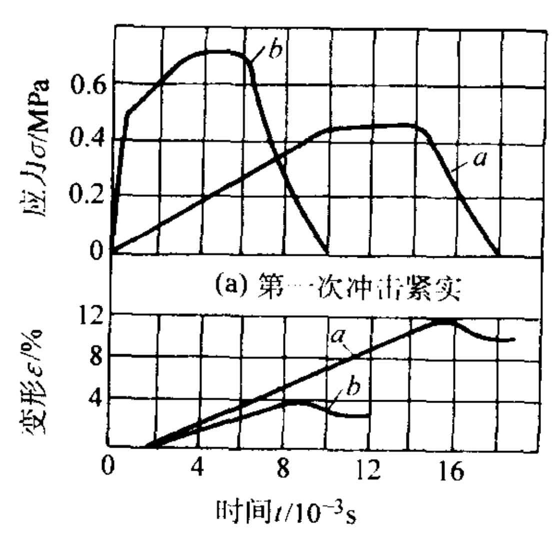


图 3.9-77 型（芯）砂冲击紧实时的 $\sigma-t$ 和 $\varepsilon-t$ 曲线

由此图的 $\varepsilon-t$ 曲线可发现，型（芯）砂的变形过程与应力的发展过程不是同步的，砂样受冲击后的变形起始时间比应力开始出现时间延后约 2 ms。而变形的结束时间也比应力消失时间延后。第一次舂砂时，砂的紧实度小，虽然应力值小，但出现的变形率大；第二次舂砂时，应力值虽较大，但变形率则减小得很多。由 $\varepsilon-t$ 曲线还可发现在应力衰减和消失以后，砂样出现变形率减小、回弹的现象。这种回弹具有弹性后效的特点。砂的紧实度越大，回弹的变形率在该次冲击总变形率中所占的比例越大，如 b 曲线上出现的回弹变形率几乎达总变形率的 1/3。这说明黏土砂的紧实度越大，其弹性表现也越强烈。

黏土砂的此种流变性能在图 3.9-78 的曲线上表现更为明显。这是在对砂样进行多次重复加同样压力情况下测得的，在对砂样首次加压时，$\sigma-\varepsilon$ 关系曲线为 0 - 1，此时的变形率（相对变形）为 ε_{0-1}；在卸载时得曲线 1 - 2，出现了变形的回弹 ε_{1-2}，试样的残余变形为 ε_{0-2}。在随后对砂样进行第二、第三、……次重复加压和卸压时，可得曲线 2 - 3、3 - 4、…、$B-A$，得变形率 ε_{2-3}、ε_{3-4}、ε_{2-4}、…、ε_{B-A}。由此图可见，随着加压、卸压次数的增加，总的砂样变形率和残余变形率是加大了，但每次压实时的变形率增大幅度衰减得很快，只要经过 5 ~ 6 次的重复加载和卸载，总变形率便趋向于一极限值。与此同时，每次加载 - 卸载的循环后，变形回弹所占的比例越来越大，最后，一个循环中的变形率几乎全为弹性变形所占据，而由砂粒破碎以及结构变化引起的砂样残余变形都不再出现。

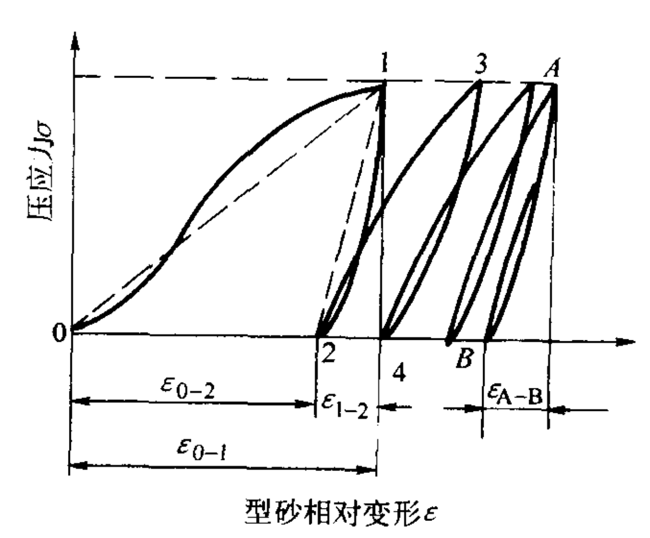


图 3.9-78 砂样多次重复加压时的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线

图 3.9-79 示出了回弹弹性变形在砂样全部变形中所占的百分数 Δ_y 与砂样［型砂组成（质量分数）为：硅砂 91%、黏土 9%，外加水分 4.5%］紧实度 δ 以及所施加相对压应力 $\alpha_\sigma=\sigma/\sigma_y$ 之间的关系，σ 为施加的压应力，σ_y 为砂样的抗压强度。由此图可见，型砂紧实度越大，弹性越显著；相对压应力越大，型砂的弹性越不显著。当黏土砂的紧实度达 1.9 g/cm^3 时，型砂的弹性变形量可占到 95%（见 $\alpha_\sigma=0.1$ 曲线）。但当施加的压力接近抗压强度时，即 $\alpha_\sigma\to1$ 时，残余变形反而增大。而当施加压应力等于砂样的抗压强度时，几乎全部变形都成为残余变形，砂样结构发生质的变化。

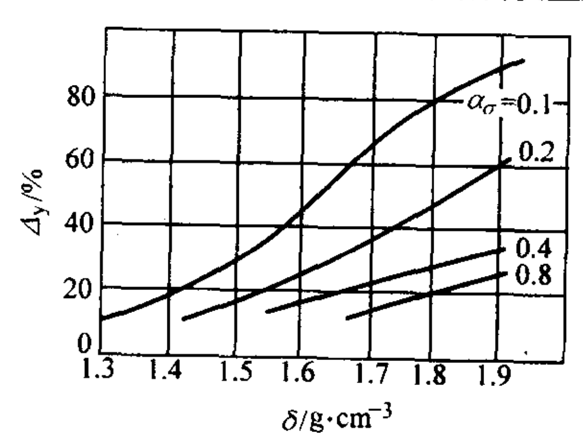


图 3.9-79 型砂弹性变形所占比例与紧实度和相对压应力关系

型（芯）砂的变形特点还在于它受一定压力作用时，变形过程需延续一定时间，故型（芯）砂最后变形量的大小还与对砂型加载速度有关；动载紧实和静载紧实情况下的型（芯）砂量是不同的，需引起必要的注意。

6.3　型芯砂流变性能的机械模型

上节表明，常用的造型（芯）用黏土砂是一种流变性能很复杂的物体。它在紧实变形过程中，不但表现兼具有弹、黏、塑性的变形，而且流变性能参数也是随其紧实程度而变化的，其黏度、屈服值和弹性模量都会随型砂紧实度的增大而提高，能否建立一个黏土型（芯）砂的机械模型来稳定（不随时间变化），和普遍［不随型（芯）砂的紧实条件变化］地表示黏土砂的机械模型，这是很困难的。可是还是有一些人作了这方面的努力，可供铸造工作中参考。

6.3.1　型（芯）砂的宾汉体串联开尔芬体模型的建立

Авцокущнв.п. 利用了计算机技术与实际测试相结合的研究方法，求得了松散紧实砂（质量组成为硅砂100份、木素2.5份和表面活性剂0.5份）的流变性能机械模型为 $B-K$，如图3.9-80所示。

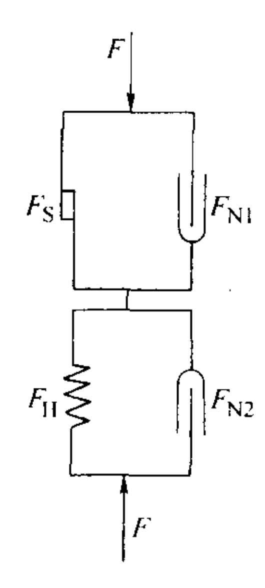


图3.9-80　木素震实冷硬砂的流变性能机械模型

为建立此种机械模型，先用测试方法获取 $\tau=f(\gamma)$ 的曲线，然后用计算机按各种机械模型和流变参数建立各种 $\tau=f(\gamma)$ 的理论曲线，找到与测试曲线均方差值最小的理论曲线，即可确立所测型砂的流变性能机械模型。其计算程序示于图3.9-81中。其中RHEOLOGY为最基本的子程序，可用它组成不同形式的机械模型，进行各种形式机械模型流变参数的计算。评价理论曲线与测试曲线间的偏差程度时，用专门的手段调出其他子程序。子程序ASIGN用来计算 $\dot{\gamma}/|\dot{\gamma}|$ 和 $\gamma/|\gamma|$ 的数值；子程序DERIV用有限差方法进行对时间的数值微分；子程序BINT用梯形法进行对时间的数值积分；子程序FORM可建立线性方程组的系数矩阵；子程序GAUS可用高斯消去法解线性方程组。采用子程序OTKL来评价所采用的机械模型参数与测试数据间的偏差程度。为实现此一目的，还要用子程序SUM1和SUM2根据测试所获得的 γ 输入信号测定所出现的 τ 信号。子程序GRAPH是用来执行测试曲线和理论曲线的制图任务的。

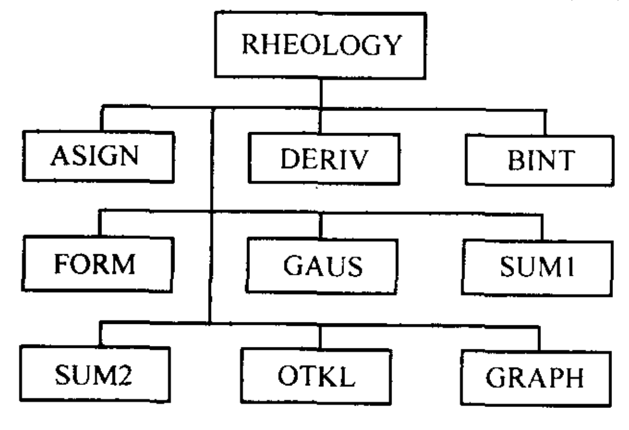


图3.9-81　获得型（芯）砂流变性能机械模型的计算机操作框图

谢祖钖等认为紧实后黏土型（芯）砂流变性能机械模型也是如图3.9-80所示的 $B-K$，当作用在砂样上的压应力小于机械模型中圣维南体的屈服值 σ_s 时，砂样只出现黏弹性（见图3.9-73 $\sigma-t$ 曲线的 OA 段），这是由砂粒外面的黏土膜表现出来的，而当压应力大于屈服值后，砂粒间黏土膜被挤压变薄、黏土流入砂粒间的缝隙中，此时便表现出砂样的宾汉体式的黏塑性，即图3.9-73 $\sigma-t$ 曲线上的 ABC 线段。而当对砂样加压至 B' 点保持砂样变形率不变时，砂样内出现应力松弛，松弛初期压应力大于 σ_s，串联的宾汉体模型继续受压，产生黏塑性变形，而串联的开尔芬体则出现黏弹性回弹，此时，黏塑性变形与黏弹性变形大小相等，方向相反，砂样内应力逐渐变小，直至内应力等于 σ_s 为止。

6.3.2　考虑了紧实时有结构变化的型（芯）砂流变性能机械模型

КомаровЛ.Е. 根据前述俄罗斯学者的型（芯）砂流变性能的测试结果，用逐步推导的方法，研究得出了紧实时有结构变化的型（芯）砂流变性能机械模型。

根据图3.9-58中，时间为零时刚开始给型（芯）砂加载时所出现的瞬时变形，确定在型（芯）砂机械模型 FS 中有一串联的虎克体 H_0，认为这种瞬时弹性是型（芯）砂颗粒间空隙中的空气的弹性所引起。因此可得机械模型结构式

$$FS=H_0-X_1 \tag{3.9-106}$$

式中，X_1 为尚未知晓的机械模型其他部分。

又由图3.9-58中 $A-A'$ 曲线示出的卸载后型砂回弹的弹性后效现象，以及图3.9-64中所示当 σ_P、σ_V 保持常数值以后，型（芯）砂的紧实过程仍可延迟一段时间的表现，认为型（芯）砂流变性能中应有开尔芬体（$N|H_x$）式的成分。此成分中的黏性 N 由型（芯）砂中的黏结剂和空气自砂隙中被挤走时的黏性阻力所引起，故式（3.9-106）可改写为

$$FS=H_0-K-X_2=H_0-(N|H_x)-X_2 \tag{3.9-107}$$

式中，X_2 为尚未知晓的机械模型中其他部分；H_x 为引起弹性后效的虎克体。

观察型砂受载后所出现的弹性变形，尤其是型（芯）砂的变形常需要载荷达到某屈服值后才能出现，这说明型（芯）砂有塑性变形的特性。这种塑性变形量在卸载以后都不能全部保持下来，总会以弹性后效的形式消失一部分。此种弹性后效式的变形减小是由型（芯）砂中的被压颗粒的弹性、封闭式空气的弹性所引起，因此可设想在型（芯）砂流变性能机械模型中的开尔芬体是与圣维南体 S_2 并联的，故上式可改写为

$$FS=H_0-(N|H_x|S_2) \tag{3.9-108}$$

随着型砂的被紧实，此式中机械模型的三个并联元件的黏、弹、塑性都会相应增大。

再由图3.9-59各曲线中出现的那些接近垂直线段的现象，可知型砂的紧实过程是断续的，不是平滑地进行的。利用快速摄像技术也可发现这种断续的型砂紧实过程。即在型（芯）砂受压时，一方面出现砂粒、砂团、黏土团的相互接近形式的黏塑性流动，这可用式（3.9-108）中的 $N|S_2$ 表示；另一方面，在颗粒的直接接触面上，以及“封闭”的空气隙中出现了弹性变形。当加压载荷超过某一屈服值以后，便会出现一些颗粒相对另一些颗粒的切向移动，此时型（芯）砂的结构重新组织。上述的弹性变形可由式（3.9-108）中的 H_x 表示。H_x 中有虎克体 H_1 表示黏结材料和空气的弹性，有虎克体 H_2 表示砂粒本身的弹性；而弹性变形达到屈服值时的相对滑动变形，可用普朗特体 $P=H_1-S_1$ 表示。在此 P 表示砂粒表面黏结材料和空气的弹塑性特性。所以

式（3.9-108）中的 H_x 应改写为 $P-H_2$ 或 H_1-S-H_2，因此式（3.9-108）应改写成

$$FS=H_0-[N|(P-H_2)|S_2]=H_0-[N|(H_1-S_1-H_2)|S_2] \quad (3.9\text{-}109)$$

这就是 КомаровЛ.Е. 推导得出的型（芯）砂在颗粒间空隙被填满前的流变性能机械模型。

据此模型，从流变学角度所归纳的型（芯）砂紧实机理为：当型（芯）砂压实或振实时，初期出现的是弹性元件 H_0 的压缩，而并联组合体 $[N|(H_1-S_1-H_2)|S_2]$ 不能立刻出现变形，因为该并联体中的 N 起惯性阻尼作用。只有随着紧实过程的延续，才逐渐出现由该并联体所体现的黏、弹、塑性流动变形，此时 N、P、H_2 和 S_2 都进入动作。在普朗特体中，当压应力尚小于其屈服值时，只有 H_1 和 H_2 动作，因此可把式（3.9-109）改写成 $FS=H_0-[N_1|(H_1-H_2)|S_2]=H_0-[N_1|H'|S_2]$，其中 $H'=H_1-H_2$。这是一种具有强化作用的黏塑性体的机械模型，其本构方程式为

$$\begin{cases}\tau=G_0\gamma & \tau\leqslant\tau_s\\ (G_0+G_3)\ \tau/G_0+\eta\dot{\tau}/G_0=\tau_s+G_3\gamma+\eta\dot{\gamma} & \tau<\tau_s\end{cases} \quad (3.9\text{-}110)$$

式中，G_0 为机械模型 H_0 的剪切模量；G_3 为机械模型 H' 的剪切模量，$G_3=G_1G_2/(G_1+G_2)$；G_1、G_2 为机械模型 H_1 和 H_2 的剪切模量；η 为机械模型 N_1 的动力黏度；τ_s 为机械模型 S_2 的屈服点。

当普朗特体在型（芯）砂紧实过程中其所受压应力达到 S_1 的屈服值时，S_1 参与变形，而同时 H_1 和 H_2 的继续变形便停止了，因它们中间的应力不再变化。此时型（芯）砂紧实变形过程就相当于机械模型 $FS=H_0-(N|S_1|S_2)=H_0-(N|S')$ 的变形，其中 $S'=S_1|S_2$。这个 FS 即为宾汉体，这种黏塑性变形相当于型（芯）砂压实时的颗粒间出现相对滑动，型砂结构重新组织的紧实阶段。每出现这样一次颗粒物相对滑动之后，又会重新出现 $H_0-(N_1|H'|S_2)$ 及紧接的宾汉体变形循环，直至型（芯）砂中空隙全被填满为止。КомаровЛ.Е. 还指出：当压应力为 0.5 ~ 0.8 MPa 时，型（芯）砂的紧实流变过程就是上述两种模型变形的交替过程。

当压应力大于 0.8 MPa 时，型（芯）砂的结构重组已经终止，式（3.9-109）的机械模型中表示结构黏性和塑性的元件 N 和 S_2 已不起作用，型（芯）砂在进一步紧实时，只有硅砂粒、黏结材料和微观空隙进一步填实的弹塑性流动变形，即此时的型（芯）砂流变性能机械模型应为

$$FS=H_3-S_3-H_4 \quad (3.9\text{-}111)$$

式中，H_3、H_4 为黏结材料和砂粒的弹性模型；S_3 为黏结材料的塑性模型。

这个机械模型即为普朗特体模型。

КомаровЛ.Е. 认为，它提出的机械模型适用于砂型、砂芯的振动紧实、动力紧实、高速压实和舂砂紧实。

由于型（芯）砂紧实过程是复杂的流变过程，而且在这个过程中，流变参数和流变机制都发生变化，不同的研究方法和不同的学术观点提出了多种不同的型（芯）砂流变性能的机械模型，但它们都有一些共同点，如机械模型中都有弹性、黏性和塑性元件，它们的组合中都有宾汉体和开尔芬体的形式。

7　铸造合金的流变性能

不管是在浇注时，或是合金在铸型中凝固及其随后的冷却过程中，合金的流变性能与铸件的成形过程和铸件最后的质量都有紧密关系。早期的铸造合金流变性能研究主要局限于浇注系统设计和铸型充填方面，较多地从水力学的角度出发来考虑铸造合金的流动性，并简单地把液态合金视作牛顿液体。近五、六十年来人们开始逐渐地开展铸造合金流变性能的流变学研究，并与铸件的成形过程结合。本节中所叙述的主要是温度处于固-液相线间合金的流变性能，这主要是由于铸件的大多数缺陷都是在这一温度区间形成的，如铸件的致密度、成分偏析、热裂、夹渣、析出性气孔等，而这些质量问题又紧密地与温度处于固-液相线间的合金流变性能有关。

7.1　易熔伍德合金（Wood's Metal）的流变性能

伍德合金系指由铋、铅、锡、镉四种金属元素组成的低熔点合金，根据组成搭配的不同其液相线的温度可在 73 ~ 93℃间波动，而其的共晶成分合金熔点只有 70℃，此即为伍德合金的固相线温度。俄罗斯学者拉宾诺维奇（РабиновинниЕ.З.）研究了密度为 10.66 g/cm³、液相线温度为 87℃的伍德合金的流变性能。

伍德合金液流变性能测试时，采用了如图 3.9-36 所示的 U 形管，在保持合金处于一定温度情况下，在 U 形管的一端慢慢地注入熔融的伍德合金，泡在等温槽中的 U 形管保证了合金液在进入 U 形管后继续保持设定的温度，记录下 U 形管两垂直管内合金自由表面的高度差，利用式（3.9-87）即可计算出伍德合金液在不同温度时的屈服值 τ_s。

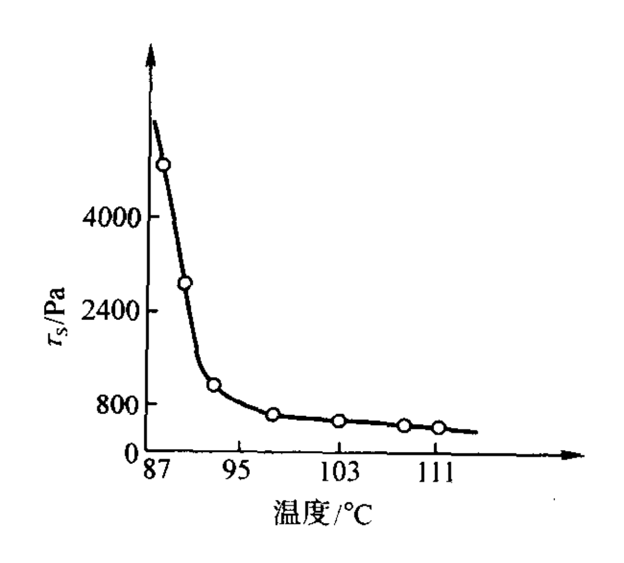


图 3.9-82　伍德合金液态时的 τ_s 与温度的关系

图 3.9-82 示出了测试结果。由此曲线可见，该合金液在液态情况下不是牛顿体，它具有屈服值，是具有一定塑体的液体。伍德合金液的屈服值 τ_s 随温度升高而减小，当合金液向液相线温度靠近时，屈服值急剧升高；当合金温度超过 95℃以后，屈服值已减至很小，向零趋近，合金流变性能向牛顿体接近。这说明比液相线温度稍高的合金很可能是具有屈服值的液体，即宾汉体的流变性能，这或许与靠近液相线温度的合金液结构中存在较多、较大距离有序排列的原子集团（犹如涂料中絮凝的聚集体）有关。相似的情况也应在铸铁液中见到，当铁液的温度向液相线温度靠近时，铁液中就可出现大量石墨颗粒而改变了铁液的流变性能。

由上述测试结果可以推论，一般过热度较高的合金液可视作牛顿体，故在研究金属液在浇注系统中的流动规律时，可把当时的金属液视作牛顿体。但在压力铸造、液态金属挤压时，金属充填型腔时的温度较低，很可能有屈服值在影响着金属充填浇注系统和型腔的过程。当金属液在铸型中冷却与凝固时，考虑析出性气孔。重力偏析、分散性缩孔、热裂这些在固-液相线温度区内或在液相线温度、或固相线温度附近形成的缺陷时，就应该注意到金属具有屈服值的特性了。在本章第 5 节中已讨论过的屈服值会阻碍密度较大或较小的质点在液体中的下沉或上浮，这样合金液中析出的气泡

就有可能停留在它析出的部位而不上浮，充满型腔后合金液中密度较大的组成物也可能不下沉，而停留在它进入铸型后最后所处的位置上。这样就比较容易理解为什么铸件中的析出性气孔常在铸件壁厚处的整个体积中出现，而见不到分散气孔向铸件上部集中的趋势。为什么在很多场合凝固过程析出的密度较大的晶粒不下沉到型腔底部，而是停留在析出的位置，使凝固区域增大，使铸件易得分散性缩松，合金液的塑性会降低铸件的致密度。同理合金液的塑性还可减小铸件出现重力偏析的可能性，增大铸件中夹渣、夹杂缺陷的或然率。合金液的屈服值还可阻碍金属液沿晶间通道流动对一些收缩空间的补缩，因此铸件中的分散性缩孔往往是连通的，在铸件断面上见到的分散缩孔实际上是晶粒间得不到补缩的曲折通道的截面。

7.2　含有卵状晶半固态合金的流变性能

1971年初，美国斯潘塞（SpencerD.B.）对一种经搅拌处理的Sn－w（Pb）15%半固态合金进行了研究，所谓搅拌处理半固态合金是指将合金熔化后，将它冷却至液相线温度以下，在冷却的过程中对合金进行搅拌，在搅拌力的作用下，合金中析出的树枝晶被破碎，并在周围过冷金属液的摩擦作用下成长，由分叉的树枝形变成玫瑰花形，最后形成不圆整的球状，即卵状的晶粒，分布在整个金属液中。一般情况下，如不对半固态合金进行搅拌处理，当合金中固相的体积分数达20%时，由于树枝晶的相互搭接，金属已变得如同固态，失去了流动性。可是经搅拌处理含有卵状晶的半固态合金，甚至当固相的体积含量达50%～70%时，在一定的切应力作用下，合金仍具有一定的流动性。如一般条件下凝固的Sn－15%w（Pb），当其中固相的体积分数小于15%时，尚有一定的流动性。可是当固相体积分数为15%时，则需在此合金上作用的切应力超过一定的屈服值以后，才能破坏固态晶粒间的联系，使晶粒位置重新排列。如一般含固相的体积分数达40%和50%的Sn-w（Pb）15%合金，其屈服点值各为2×10^5 Pa和4.5×10^5 Pa。但若对该合金作搅拌处理，含固相体积分数40%的Sn-w（Pb）15%的屈服值只有1.2×10^2 Pa，比一般合金小了3个数量级，其表观黏度只有约0.5 Pa·s，接近于室温时全损系统耗用油的黏度。

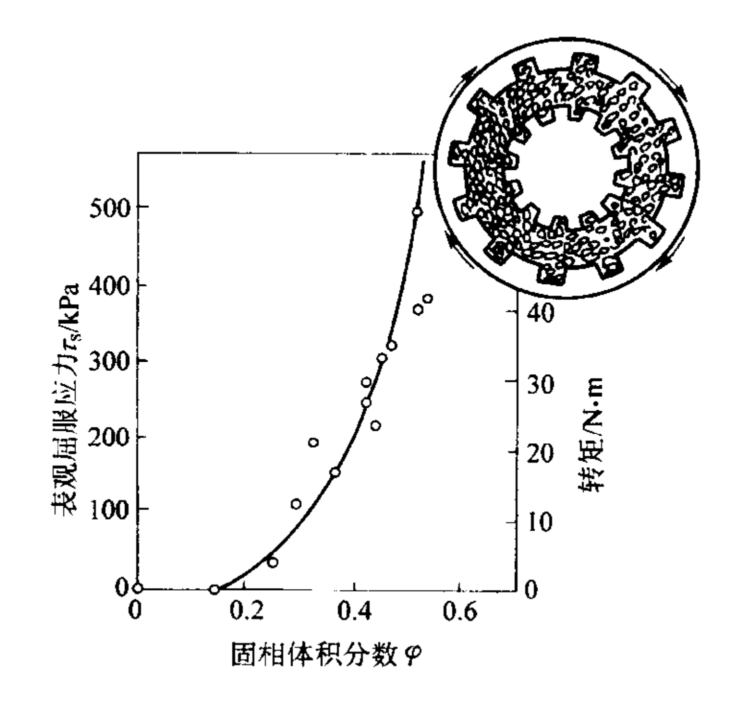
图3.9-83示出了含有树枝晶的Sn-w（Pb）15%的表观屈服应力值与固相体积分数的关系曲线和含有卵状晶的同一合金的表观黏度与固相体积分数的关系曲线。由此两曲线比较，可见不同晶粒形状半固态合金的流变性能具有多么大的差异。

此图的曲线是在图3.9-84所示的库埃特转筒式黏度计上测定的。图3.9-83上的坐标图右上角是此黏度计的横断面示意图。在内筒、外筒的工作表面上都开有槽，以防止在外筒旋转时出现合金紧贴外筒和内筒表面的滑移。外筒的转速可变化，最大达1 000 r/min，此时黏度计中合金的平均剪切速率$\dot{\gamma}=750\ s^{-1}$。在内筒上测量转矩，以计算切应力τ值，用牛顿公式计算得到半固态合金的表观黏度。测试时，往黏度计中注入熔融合金，通过水套，水以喷雾形式冷却黏度计和黏度计中的金属。转动外筒时，使合金被搅拌，便可获得有卵状晶的半固态合金。黏度计中合金中的固相体积分数φ是根据其温度用下述沙因尔（Scheil）公式计算而得的。

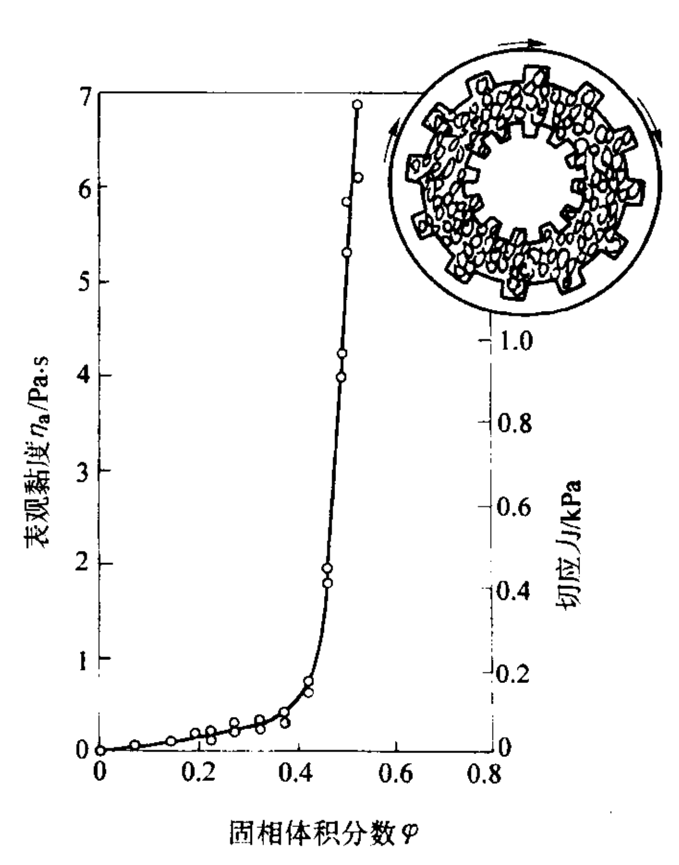
$$\varphi=1-[(T_M-T_L)/(T_M-T)]^{1/(1-k)}\qquad(3.9\text{-}112)$$

式中，T_M为纯溶质的熔点；T_L为合金的液相线温度；T为合金温度；k为平衡分配比值。

上述关于含卵状晶半固态合金的流变性能中所显示的类似于宾汉体流变性能的特点表明，当对此种合金施加的应力



(a) 树枝晶半固态Sn-15%Pb合金的表观屈服应力值–固相体积分数关系曲线。剪切应力是在剪切速率为0.16 s^{-1}时测得的最大值



(b) 卵状晶半固态Sn－5%Pb合金的表观黏度与固相体积分数的关系曲线。是在冷却速度为0.006 K/s和剪切速率为200 s^{-1}条件下测得的

图3.9-83　树枝晶半固态Sn-15%Pb（质量分数）合金的表观屈服应力值和卵状晶半固态Sn-15%Pb（质量分数）合金的表观黏度值与固相体积分数的关系曲线

小于其屈服值时，合金表现如同固体，可以被夹持而方便地搬动，当在注入充填铸型时，只需通过机械（如压铸机的压射活塞）或其他手段（如液态金属冲压时的铸型）施加超过合金屈服值的应力，利用此时合金的较低表观黏度，即良好的流动性，让合金充填铸型，获得铸件。由于含卵状晶半固态合金成形技术有一系列优点，故在近几十年来获得很大的发展和越来越多的重视。与此同时含卵状晶半固态合金的获得方法中除了搅拌手段外，还研究出了非搅拌的方法，如应变诱熔激活法、喷射沉积法等。因此较详细地了解含卵状晶半固态合金的流变性能是很必要的。

图3.9-85示出了（质量分数）Sn－15%Pb和Al－4.5%Cu－1.5%Mg合金在不同剪切速率$\dot{\gamma}$情况下，其表观黏度与固相体积分数的关系曲线。同一合金的冷却速度ε都一样，对Sn－w（Pb）15%合金而言，$\varepsilon=0.005\ 5$ K/s；对Al－w（Cu）4.5%－w（Mg）1.5%合金而言，$\varepsilon=0.03$ K/s。此两合

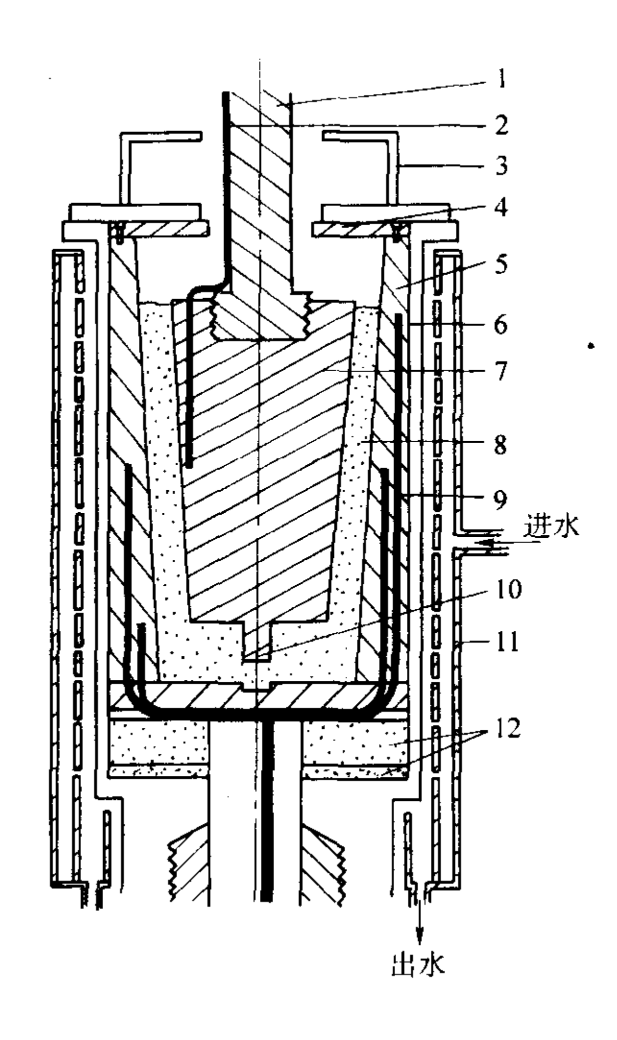


图 3.9-84　库埃特式合金黏度计示意图

1—测力矩套丝杆；2—热电偶丝；3—挡金属罩；4—上盖；5—不锈钢外筒（内表面斜度为 3°）；6—容器；7—不锈钢；内筒（外表面斜度为 3°）；8—半固态合金；9—热电偶；10—中心轴销；11—水套；12—绝热材料

金的曲线走向很一致，由此两图可见，合金中固相含量越多，其表观黏度越大，在切变速率较小时，表观黏度随固相分数的增长速度越快，如对 Sn-15%Pb 和 Al-4.5%Cu-1.5%Mg 合金言，当 $\dot{\gamma}$ 相应地为 110 s^{-1} 和 90 s^{-1} 时，固相体积分数为约 380%时，合金的表观黏度高得几乎可把它们视为固体不能流动了。可是当剪切速率为 750 s^{-1}（对 Sn-15%Pb 言）和 560 s^{-1} 时（对 Al-4.5%Cu-1.5%Mg 言），合金中固相体积分数达 60%时，它们的表观黏度仍很小，呈现有较好的流动性。

由此图还可见，对同样固相分数的合金，也即温度相同的半固态合金，剪切速率越大，其表观黏度越小。图 3.9-86 示出了 Sn-15%Pb 合金的固相体积分数 25%时的表观黏度随剪切速率上升而下降的关系。测试时数据有一定的波动，剪切速率越大，数据波动越小。这说明含卵状晶半固态合金有宾汉体或假塑性体的流变性能。

上述流变性能表明，对不同固相含量的含卵状晶半固态合金进行不同形状铸件的铸造实践时，可通过加压浇注工艺的调节来获得优质的铸件。

图 3.9-87 所示为搅拌处理时不同的合金冷却速度对 Sn-15%Pb 和 Al-4.5%Cu-1.5%Mg 合金的 $\eta_a-\varphi$ 曲线的影响。可见搅拌处理时合金的冷却速度越小，在同一剪切速率条件下，同一固相体积分数合金的表观黏度也小。文献［10］示出了合金搅拌时的不同冷却速度对 Sn-15%Pb 合金晶粒尺寸的影响曲线（见图 3.9-88）。由此图可见，不单冷却时起搅拌作用的剪切速率会使卵状晶尺寸变小，而且冷却速度较大时所得的晶粒尺寸也小，如 $\dot{\gamma}=750\ s^{-1}$ 情况下，冷却速度 $\varepsilon=0.33$℃/min 时所得晶粒的平均短轴尺寸约为 190 μm，而 $\varepsilon=25$℃/min 时所得晶粒的平均短轴尺寸小于 50 μm。可见冷却速度大的半固态合金之所以具有较大的表观黏度，与它具有较小尺寸的晶粒有关，这种现象与第 5 节中叙述的涂料中粉粒较细小时表观黏度增大的情况相似。

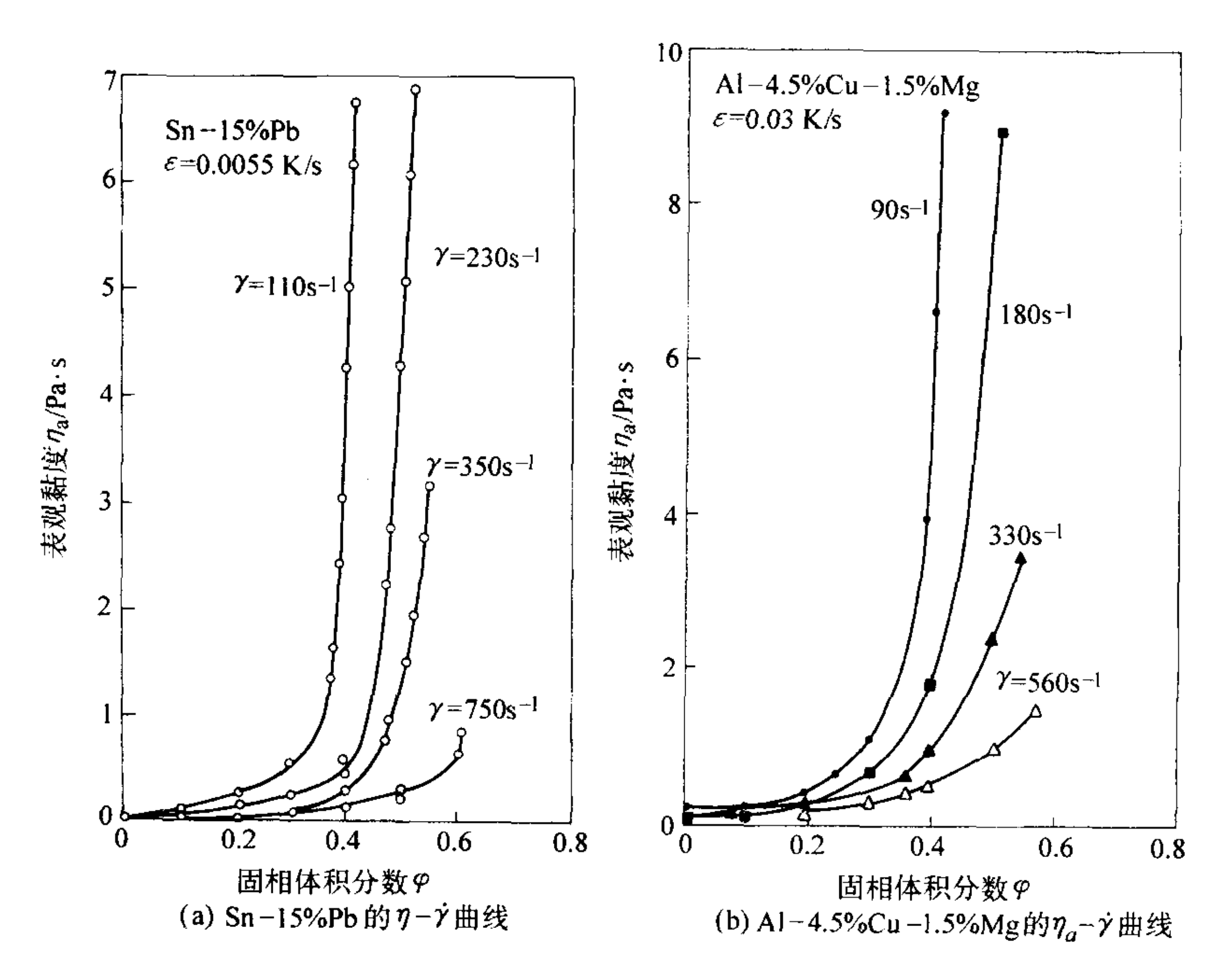


图 3.9-85　Sn-15%Pb 和 Al-4.5%Cu-1.5%Mg 合金的 $\eta_a-\dot{\gamma}$ 曲线

美国学者还研究了含卵状晶半固态合金的触变性，图 3.9-89 所示的曲线是在下述条件下测量得到的。所研究的合金为 Al-6.5%Si，先在 $\dot{\gamma}=900\ s^{-1}$ 条件下将固相体积分数为 40%的合金调试到达稳定的表观黏度值为 0.06 Pa·s，而后停止黏度计外筒的转动，取静置时间 t_r = 5 000 s、300 s 和30 s，再次启动外筒旋转，使剪切速率仍为 900 s^{-1}，得到的三条曲线表明，合金液的表观黏度有随剪切时间的延长而减小的规律，静置时间越长，经同一剪切时间时的表观黏度值也越

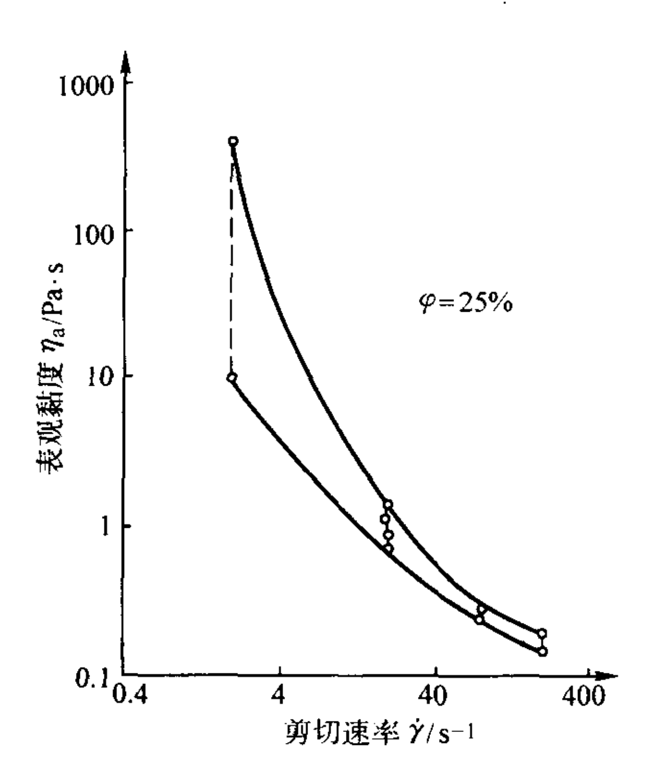
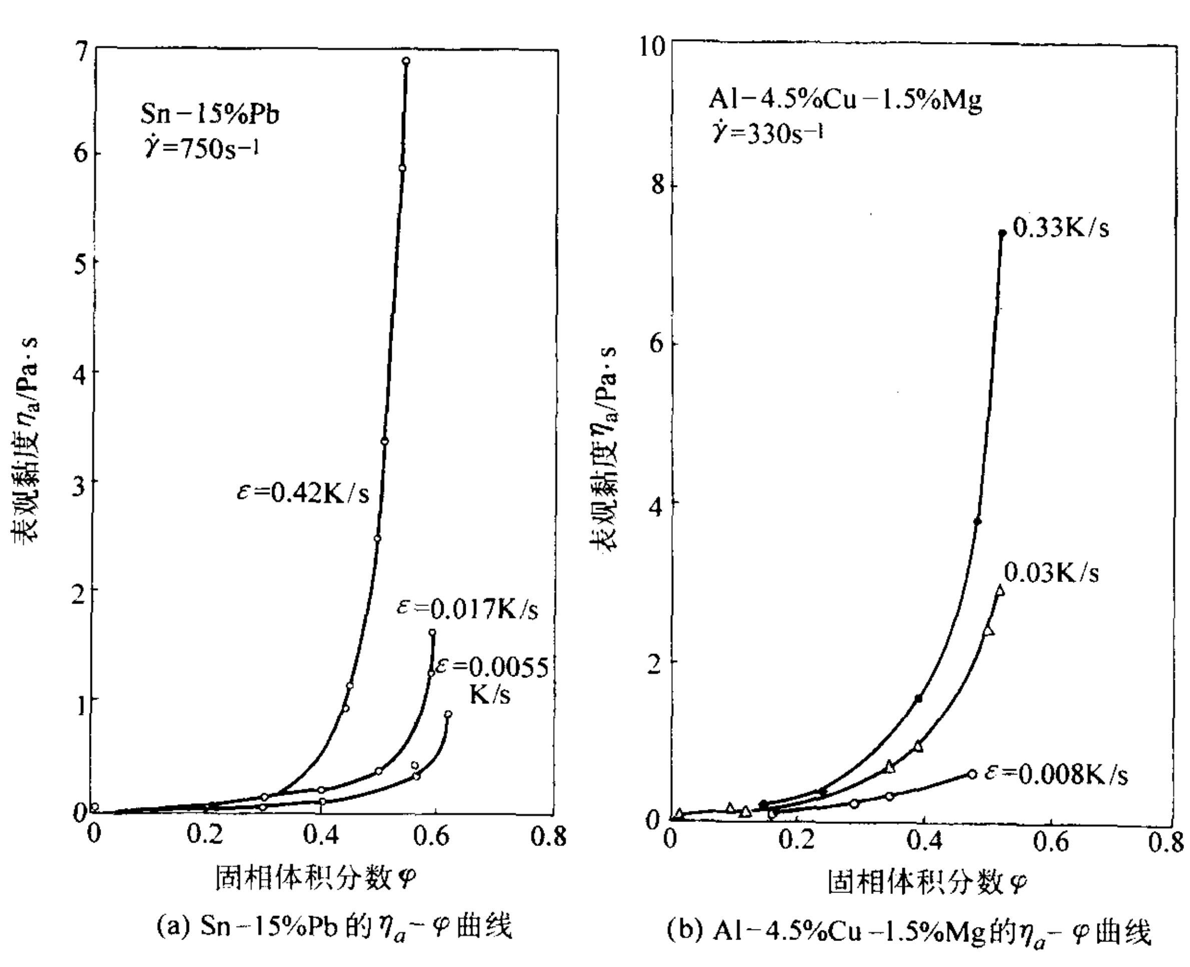


图 3.9-86　含固相 25%的 Sn - 15%Pb 合金的 $\eta_a - \dot{\gamma}$ 曲线

高，但不同静置时间的合金在剪切过程中最终都向稳定状态的表观黏度 0.06 Pa·s 趋近。静置时间长的合金达到稳定状态所需的剪切时间则较长，而静置 30 s 的合金，达到稳定状态的剪切时间只有约 40 多秒。对上述半固态合金的假塑性和触变性现象，美国学者用半固态合金内不同剪切速率情况下具有不同的晶粒团聚结构给以解释。由此可见，含卵状晶的半固态合金也是一种结构性材料。

图 3.9-90 示出了 Sn - 15% Pb 合金的 $\tau - \dot{\gamma}$ 的滞后触变环，在测试时在 $\dot{\gamma} = 115\ s^{-1}$ 情况下，把合金冷却到固相体积分数至 40%，然后在保温条件下，对合金继续剪切 5 400 s 达到稳定状态后停止剪切，经一定静止时间 t_r，在 t_u 时间内将剪切速率增至 115 s^{-1}，而后降低 $\dot{\gamma}$ 至零。其中图 3.9-90a 是将升速时间 t_u 由 5 s 减至 2 s，当 $t_u > 5$ s 后，滞后环面积很小，可忽略。图 3.9-90b 图所示的是静置保温时间 t_r 对滞后环面积的影响，可见静置半固态合金结构的建立可延续很长的时间。



(a) Sn - 15%Pb 的 $\eta_a - \varphi$ 曲线　(b) Al - 4.5%Cu - 1.5%Mg 的 $\eta_a - \varphi$ 曲线

图 3.9-87　不同冷却速度 ε 时 Sn - 15%Pb 和 Al - 4.5%Cu - 1.5%Mg 合金的 $\eta_a - \varphi$ 曲线

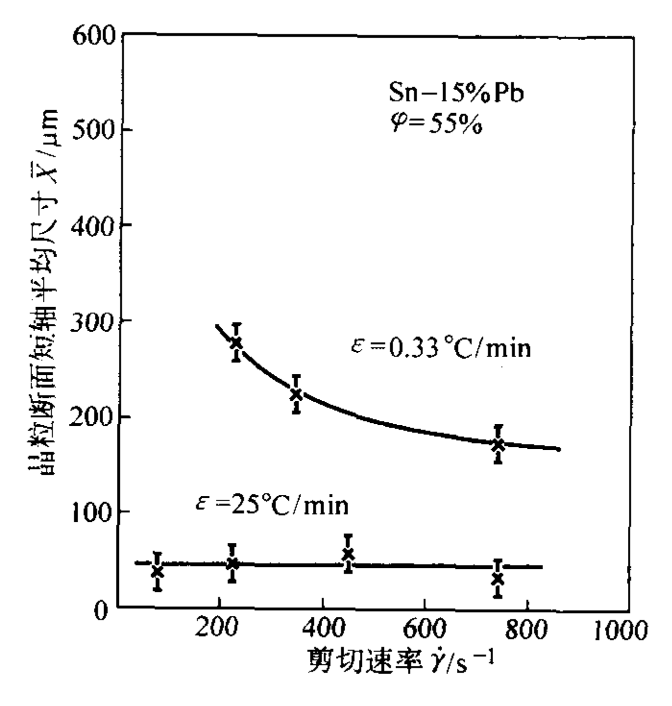


图 3.9-88　不同冷却速度时 Sn - 15%Pb 合金的晶粒短轴尺寸与剪切速率的关系（$\varphi = 55\%$）

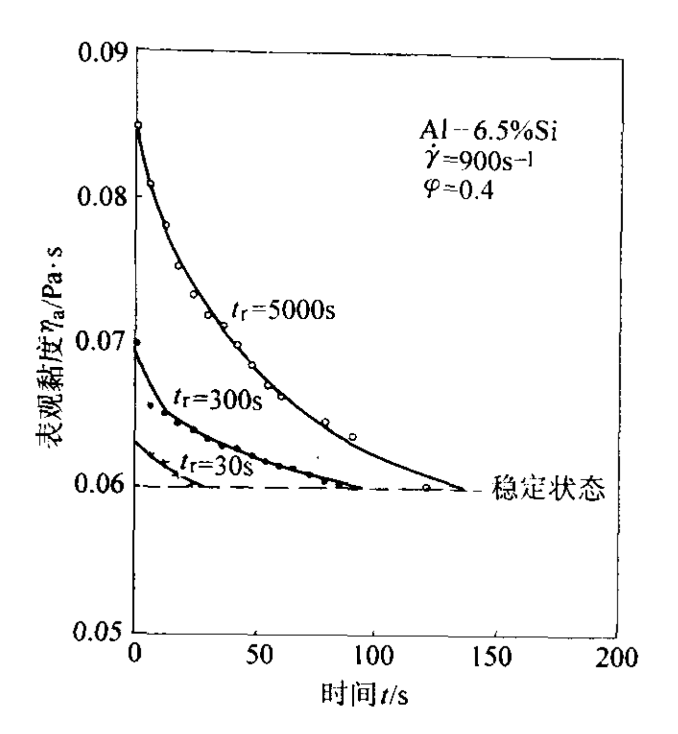
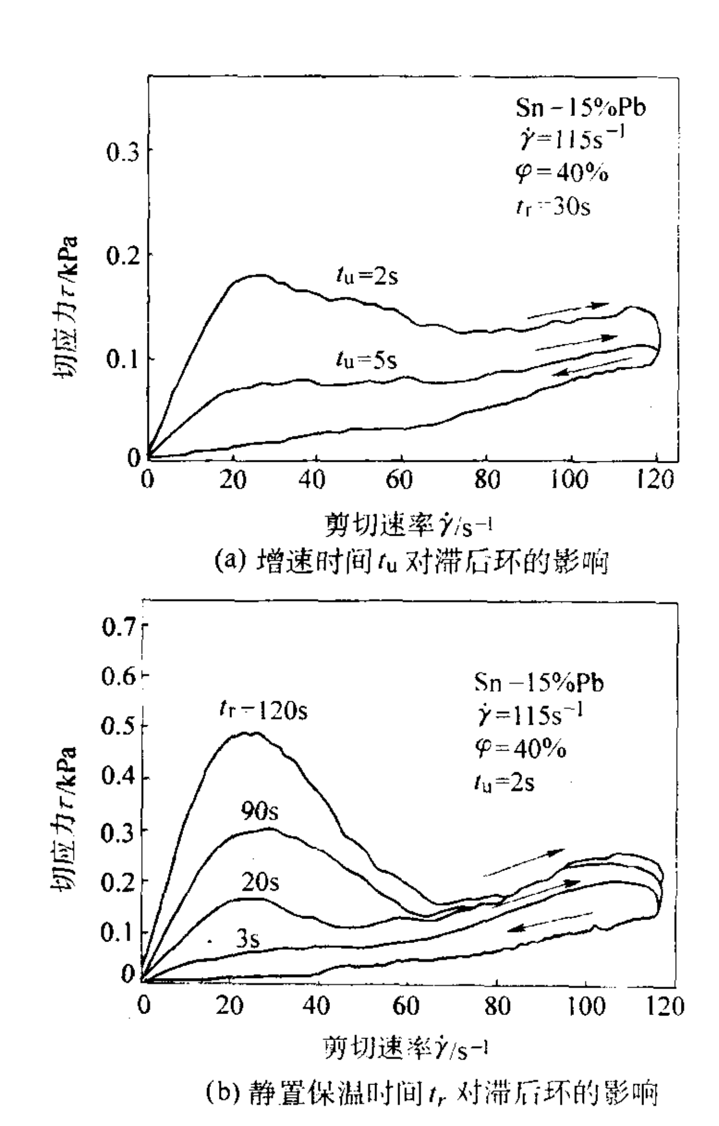


图 3.9-89　不同静置时间半固态 Al - 6.5%Si 合金在 $\dot{\gamma} = 900\ s^{-1}$ 时的 $\eta_a - t$ 触变性曲线



(a) 增速时间t_u对滞后环的影响

(b) 静置保温时间t_r对滞后环的影响

图 3.9-90 Sn－15%半固态合金的 $\tau-\dot{\gamma}$ 滞后环

如让搅拌处理后含卵状晶的合金凝固，然后再加热，部分地重熔成半固态材料，发现像含固相分数为 50% 的 Sn－15%Pb 合金的表观黏度可达约 10^7 Pa·s，比同一合金在搅拌处理后所测得的数据大很多个数量级，所以人们可夹持搬移此种状态的合金，然后可在压力作用下，使其产生切变速度，如同黏性液体似地充型成形，因为当此种合金在 $\dot{\gamma}$ 达 10～100 s^{-1} 时，其表观黏度已降至低几个到零点几个 Pa·s 了。

上述研究表明，含卵状晶的半固态合金的黏度与剪切速率的关系可用幂律模型（法则）$\eta_a=K\dot{\gamma}^{n-1}$ 予以表示，因此此类合金的本构方程式应如式（3.9-41）所示，即

$$\tau=K\dot{\gamma}^n \qquad n<1$$

同样，人们也发现，含卵状晶半固态合金的 $\eta_a-\varphi$ 曲线为指数曲线，因此 η_a 与固相体积分数的关系可用下式表示

$$\eta_a=A\exp(B\varphi) \qquad (3.9\text{-}113)$$

式中，A、B 为系数。

人们还对其他很多合金，如铝铜二元合金、铝硅二元、三元合金、伍德合金、铝铅合金、铝镍合金、铋锡合金、锌铝合金、铝锌合金 、共晶铸铁、铜基合金、钴基超合金、镍基超合金、一些不锈钢、低合金钢作过上述相似的研究，发现都有上述相似的流变行为，因此可以断言，本节所述的含卵状晶半固态合金的流变性能具有普遍的意义。

邢书明等曾用图 3.9-91 所示的测试原理，对用喷射沉积、半固态搅拌连铸的含卵状晶 A356 合金锭所制成的中空圆盘试样进行了切变的 $\gamma-t$ 流变曲线的测定。测试时，试样被加热至 580℃，保温不同时间，每次在拉杆上加载 60 N，加载时间为 10 min，而后卸载，记录下加载、卸载全过程的应变 γ 值。还用普通连铸锭制定的试样进行了对比测试。

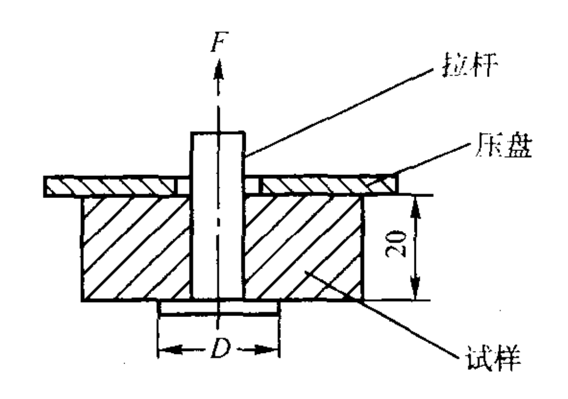
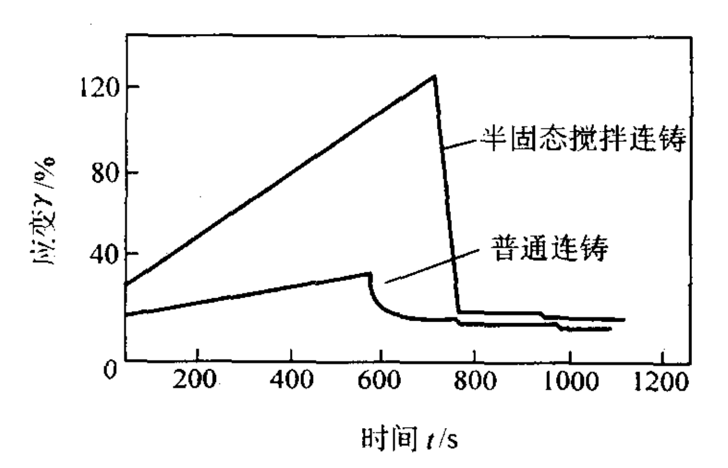
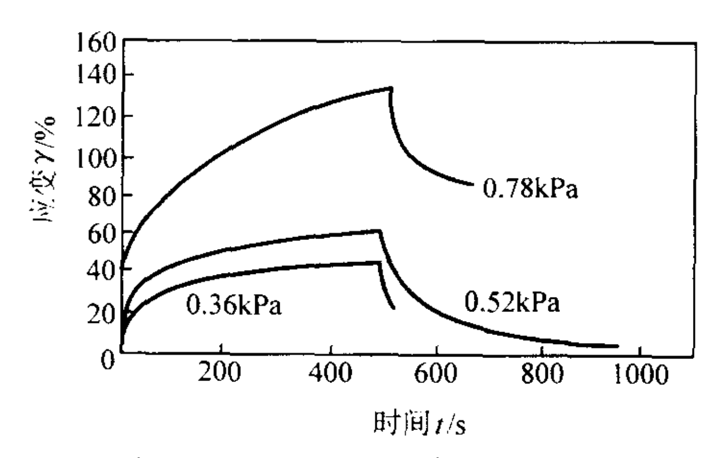


图 3.9-91 半固态搅拌合金试样剪切变形性能测试原理示意图

半固态搅拌连铸试样的测量结果示于图 3.9-92a，由图可见，半固态搅拌连铸试样与普通连铸试样的流变性能表现有很大差别，虽然两者在加载瞬时都出现了变形，但半固态搅拌连铸试样的应变量比普通连铸试样大。半固态搅拌连铸试样的变形速度也比普通连铸的大。在加载后很短一段时间内，应变量随时间呈近似线性规律增大；在随后的时间段内，变形速度减慢，但仍以近似线性或二次多项式规律逐步增大应变量❶。在卸载段，出现了弹性变形的变形减小曲线，由线性变化段和水平段组成，倾斜的线性应变减小段表明半固态搅拌连铸合金具有弹性后效的特性，水平段示出了合金的残余变形值，这可能与试样中的黏性变形有关。半固态搅拌连铸试样的残余变形量与普通连铸试样的基本相同。



(a) 半固态搅拌连铸和普通连铸试样的 $\gamma-t$ 曲线



(b) 喷射沉积试样的 $\gamma-t$ 曲线，曲线上的数字表明试样承受的切应力值

图 3.9-92 不同锭料的 A356 铝合金试样的 $\gamma-t$ 曲线

喷射沉积试样的加载、卸载 $\gamma-t$ 曲线示于图 3.9-92b，由三个加载不一样的曲线可见，在加载瞬间都出现了即时变形，其值随加载值的增大而变大，这说明合金的流变性能中有虎克体的成分。当载荷变小时，残余应变量趋近于零（见 0.52 kPa 的曲线），这说明合金流变性能中有开尔芬体的成分。

❶ 遗憾的是在曲线上见不到这种现象。——编者注

试样的保温时间长，试样的变形速度增大，应变量和残余变形量也加大。

综合上述对测试结果的分析，邢书明等认为含卵状晶A356合金的流变性能模型为 $B-K$，即如图3.9-93所示的模型，这个模型和下节将要叙述的普通半固态合金流变性能的机械模型是一样的，表明了卵状晶和树枝状晶合金的流变性能机械模型具有结构的一致性。这在图3.9-92a中的曲线上已可发现，半固态连铸试样的流变曲线与普通连铸试样的流变曲线在形状上非常一致，只不过相应的应变量大小不同而已。如半固态连铸试样的应变量可超过100%，而普通连铸试样的最大应变量只有几十个百分点。试验中发现，普通连铸试样的应变量有一临界值，超过此临界值，试样就会破裂，在整个试验中，应变临界值没有超过60%的。

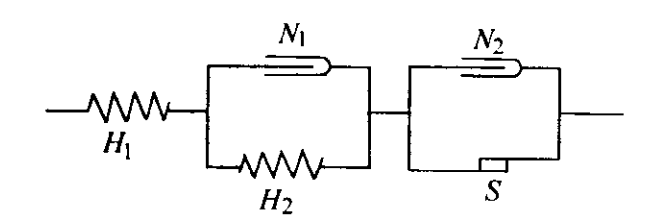


图3.9-93　含卵状晶A356铝合金流变性能机械模型

7.3　含树枝晶半固态合金的流变性能

20世纪70年代，俄罗斯卡西尔哲夫（Каширцев п）对常规（含树枝晶）半固态铝硅合金的流变性能进行了详细的研究，建立了半固态铝硅合金流变性能的机械模型，推导得到了该合金在半固态时的本构方程式，提出了测定流变参数的方法，并用所取得的结果推论了铸件热裂形成的新理论。他对半固态合金的研究方法在我国也获得了较广泛应用。

7.3.1　常规半固态合金的流变性能测试方法

卡西尔哲夫用图3.9-94所示的薄片法流变性能测试装置研究铝硅合金的流变性能，置于电阻炉中的石墨坩锅中有半固态的合金，将石墨片置于坩锅中央的合金中，石墨片上有杆。加载的砝码通过金属丝绕滑轮把载荷通过杆传至石墨片上。石墨片受载后会带动合金上移，使在合金中出现剪切变形，变形量 ΔS 由位移传感器测量，用记录装置记下剪切应变 γ 随时间 t 的变化。切应变的数值运算式为

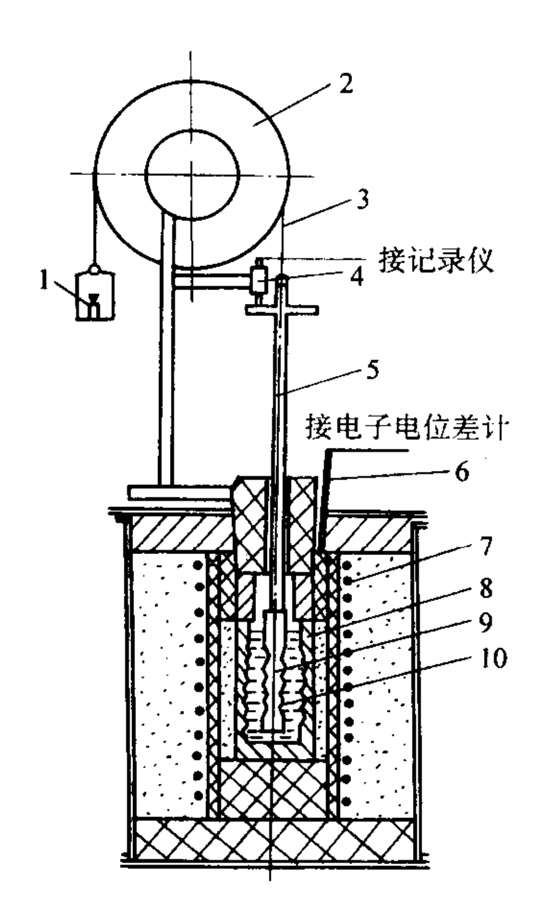


图3.9-94　薄片法测量常规半固态合金流变性能装置

1—砝码；2—滑轮；3—金属丝；4—位移传感器；5—杆；6—热电偶；7—电阻炉；8—坩锅；9—薄片；10—合金

$$\gamma = \Delta S / r \tag{3.9-114}$$

式中，r 为石墨片表面和坩锅表面间距离。

作用在合金中的切应力 τ 为

$$\tau = P/A \tag{3.9-115}$$

式中，P 为砝码重力；A 为石墨片与合金的接触面积。

合金的温度通过热电偶和电子电位差计控制。

刘驰用不锈钢制薄片的测量结果也很好。为了消除滑轮金属丝转换载荷方向结构较易出现较大的阻力，影响测量的结果，李富德采用了如图3.9-37的天平，使测试数据也更为精确。该文献在研究半固态铜合金、碳钢流变性能时，采用了耐火陶瓷的薄片和坩锅，电炉的加热元件为硅钼棒，保温熔化炉的最高温度可达1 650℃。

7.3.2　树枝晶半固态合金流变曲线的测定和流变性能机械模型的建立

考虑到半固态合金可能会有塑性，在测定合金流变曲线时，对合金施加的应力具有两个数值：①较小的不变切应力，使该数值比合金的屈服值小。②较大的不变切应力，该数值应比合金的屈服值大。测量时，设定合金的温度为固-液相线间的某一温度。图3.9-95所示的为测得的A7铝硅合金的 $\gamma-t$ 流变曲线。加载开始后经12 min，即 $t=12$ min时卸去载荷，继续记录 γ 随时间的变化，至 $t=24$ min时终止测量。

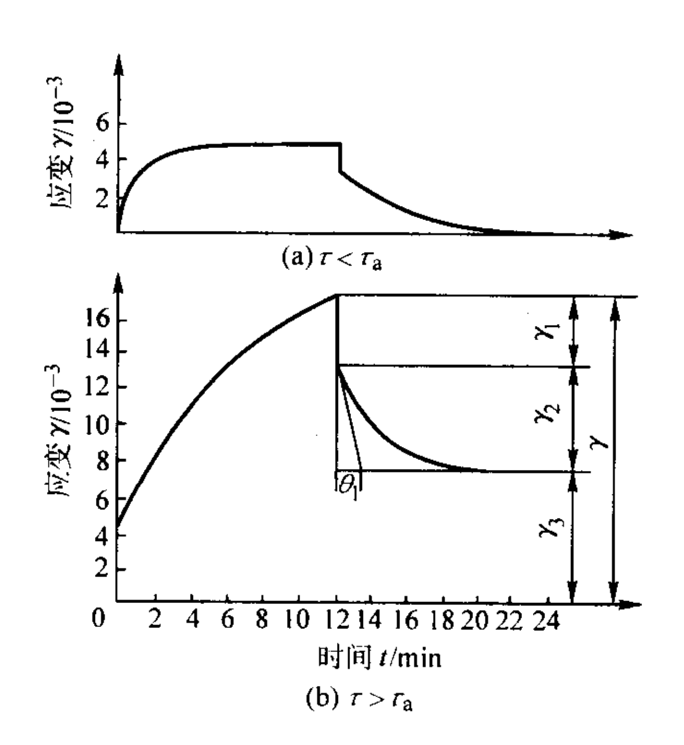


图3.9-95　半固态A7铝硅合金的 $\gamma-t$ 曲线（$\tau=$ const）

由图3.9-95a中曲线可见，开始加载的瞬间，立刻出现一小的变形，而后随着时间的推移，变形量逐步加大，一直到 $t\approx 8$ min时，变形终止，曲线转为水平走向。在 $t=12$ min时，撤去载荷，合金即时出现一个小的变形减小量，然后随着时间的推移，变形量继续减小，直至某一时刻，变形全部消失。

分析图3.9-95b的曲线，可见在加载瞬时，同样出现即时的变形，其值大于a图曲线上的对应值，然后同样随着时间的推移，变形量增大，但没有出现变形终止的情况。在 $t=12$ min的卸载瞬间，变形立刻变小一部分，其值与 $t=0$ 加载初始时的瞬间增大值相等。然后随着时间的推移，变形继续趋小，至某一时刻，变形量不再变小，曲线的走向为水平，在合金上得到残余变形。

由上述的两条曲线都有加载初始的瞬时变形和卸载时的变形瞬时消失，可认定树枝晶半固态合金流变性能中有虎克体 H_1 的成分，即

$$T = H_1 - X_1 \tag{3.9-116}$$

式中，T 为半固态A7合金的流变性能机械模型符号；X_1 为 T 中尚未揭晓的组成部分。

由加载较小时合金无残余变形，加载较大时合金出现残余变形的情况，可确认这种合金流变性能中有屈服值的特性，即宾汉体的流变特性，因此可从宾汉体中分离出（$S|N_t$），使与串联的 H_t 组成完全的宾汉体，则合金的流变性能机械模型结构式可进一步写成：

$$T = H_1 - (S|N_1) - X_2 = B - X_2 \quad (3.9\text{-}117)$$

式中，X_2 为合金流变性能机械模型中尚未知晓的组成部分。

由图 3.9-95 两条曲线中，合金的弹性后效变形特点，可知合金流变性能中有开尔芬体的成分（$H_2|N_2$）。再由图 3.9-95b 中 t = 12 min 时的总变形量 $\gamma = \gamma_1 + \gamma_2 + \gamma_3$，可见 γ_1 为 H_1 的变形量；γ_3 为（$S|N_1$）的变形量；γ_2 即为弹性后效变形量，即开尔芬体的变形量。因此可确定树枝晶半固态 A7 铝硅合金的流变性能机械模型为

$$T = H_1 - (S_1|N_1) - (H_2|N_2) \quad (3.9\text{-}118)$$

T 模型的示意图示于图 3.9-96。

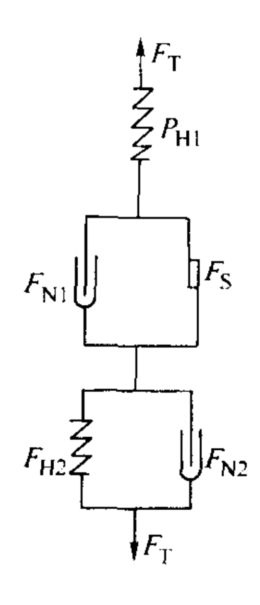


图 3.9-96　树枝晶半固态 A7 铝硅合金流变性能机械模型

树枝晶半固态 A7 铝硅合金的 $\tau - t - \gamma$ 三维坐标流变曲线示于图 3.9-97。

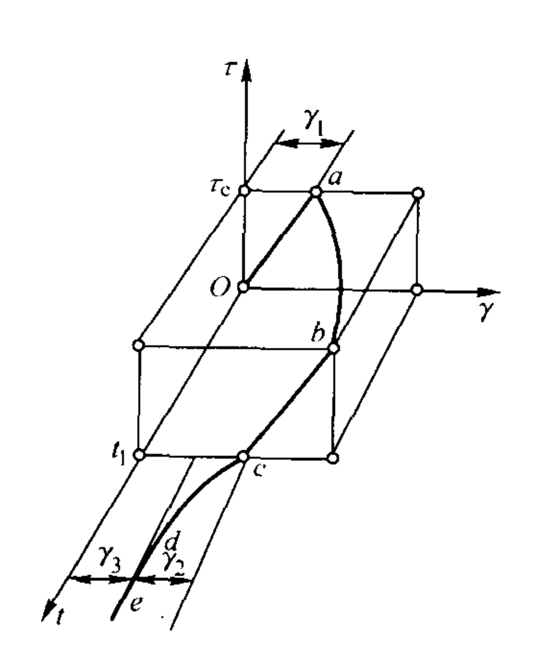


图 3.9-97　树枝晶半固态 A7 铝硅合金的三维坐标流变曲线（$\tau > \tau_s$）

人们曾用同样的原理测试了铝铜合金、铜合金和碳钢的含树枝晶半固态情况下的流变性能，发现它们的流变曲线有相似的特点，因此可以断言，凡树枝晶半固态合金都有同样的流变性能机械模型，是带有屈服值的弹、黏、塑性材料，既有弹性后效，又有应力松弛，还能产生残余变形的能流动。

7.3.3　树枝晶半固态合金本构方程式的建立

根据图 3.9-97 的机械模型，可得下面一组联立方程式

$$\tau = \gamma_1 G_1 \quad (3.9\text{-}119)$$

$$\tau = \gamma_2 G_2 + \eta_2 \dot{\gamma}_2 \quad (3.9\text{-}120)$$

$$\gamma_3 = \begin{cases} 0 & \tau \leqslant \tau_s \quad (3.9\text{-}121) \\ \dfrac{1}{\eta_1}(\tau - \tau_s) & \tau > \tau_s \quad (3.9\text{-}122) \end{cases}$$

$$\gamma = \gamma_1 + \gamma_2 + \gamma_3 \quad (3.9\text{-}123)$$

式中，γ_1、γ_2、γ_3、γ 为机械模型中 H_1、（$H_2|N_2$）、（$N_1|S$）和本身的应变；G_1、G_2 为机械模型中 H_1、H_2 的剪切模量；η_1、η_2 为机械模型中 N_1、N_2 的动力黏度；τ_s 为机械模型中 S 的屈服值。

式（3.9-119）由模型中所串联的 H_1 而得；式（3.9-120）由模型中串联的开尔芬体（$H_2|N_2$）而得；式（3.9-121）和式（3.9-122）由串联的（$N_1|S$）而得；而式（3.9-123）则是从模型整体结构得出的。合金在等温条件下切应变时，其 G_1、G_2、η_1、η_2 和 τ_s 都是常数。由上述 5 个式子的联合运算，可得树枝晶半固态合金的本构方程式：

$$\dot{\gamma} = \dot{\tau}/G_1 + (G_1 + G_2)\tau/\eta_2 G_1 - G_2\gamma/\eta_2 \qquad \tau \leqslant \tau_s \quad (3.9\text{-}124)$$

$$\dot{\gamma} = \eta_2\{\ddot{\tau}/G_1 + [G_1/\eta_1 + (G_1 + G_2)\eta_2]\dot{\tau}/G_1 + G_2(\tau - \tau_s)/\eta_2\eta_1 - \ddot{\gamma}\}/G_2 \qquad \tau > \tau_s \quad (3.9\text{-}125)$$

如在合金上施加的载荷不变，则上两式中 $\tau = \text{const} = \tau_c$，故 $\dot{\tau} = 0$，$\ddot{\tau} = 0$，相应可得

$$\dot{\gamma} = G_2[(1/G_1 + 1/G_2)\tau_c - \gamma]/\eta_2 \qquad \tau \leqslant \tau_s \quad (3.9\text{-}126)$$

$$\dot{\gamma} = (\tau - \tau_s)/\eta_1 - \eta_2\ddot{\gamma}/G_2 \qquad \tau > \tau_s \quad (3.9\text{-}127)$$

式（3.9-126）为 γ 的线性微分方程式，其解为

$$\gamma = \tau_c/G_1 + \tau_c[1 - \exp(-G_2 t/\eta_2)]/G_2 \qquad \tau_c \leqslant \tau_s \quad (3.9\text{-}128)$$

式（3.9-127）为 γ 的二次微分方程式，其解为

$$\gamma = \tau_c/G + \tau_c[1 - \exp(-G_2 t/\eta_2)]/G_2 + (\tau_c - \tau_s)t/\eta_1 \qquad \tau_c > \tau_s \quad (3.9\text{-}129)$$

上两式中（τ_c/G_1）为机械模型中 H_1 的应变 γ_1；$\tau_c[1 - \exp(-G_2 t/\eta_2)]/G_2$ 为机械模型中开尔芬体（$H_2|N_2$）的应变值 γ_2；（$\tau_c - \tau_s$）t/η_1 是模型中（$S|N_1$）的应变 γ_3，在 $\tau_c \leqslant \tau_s$ 时没有出现。

试验和计算表明，如试验时加载的时间 t_1 足够长，t_1 只要接近 $6\eta_2/G_2$，exp（$-G_2 t/\eta_2$）的值便趋近于零。其物理意义为开尔芬体受载时间足够长时，其弹性后效变形量已趋近于其模型中并联的虎克体 H_2 的变形量 τ_c/G_2 了，也即为开尔芬体的极限变形量。所以式（3.9-129）可改写为

$$\gamma = \tau_c/G_1 + \tau_c/G_2 + (\tau_c - \tau_s)\, t_1/\eta_1 \quad (3.9\text{-}130)$$

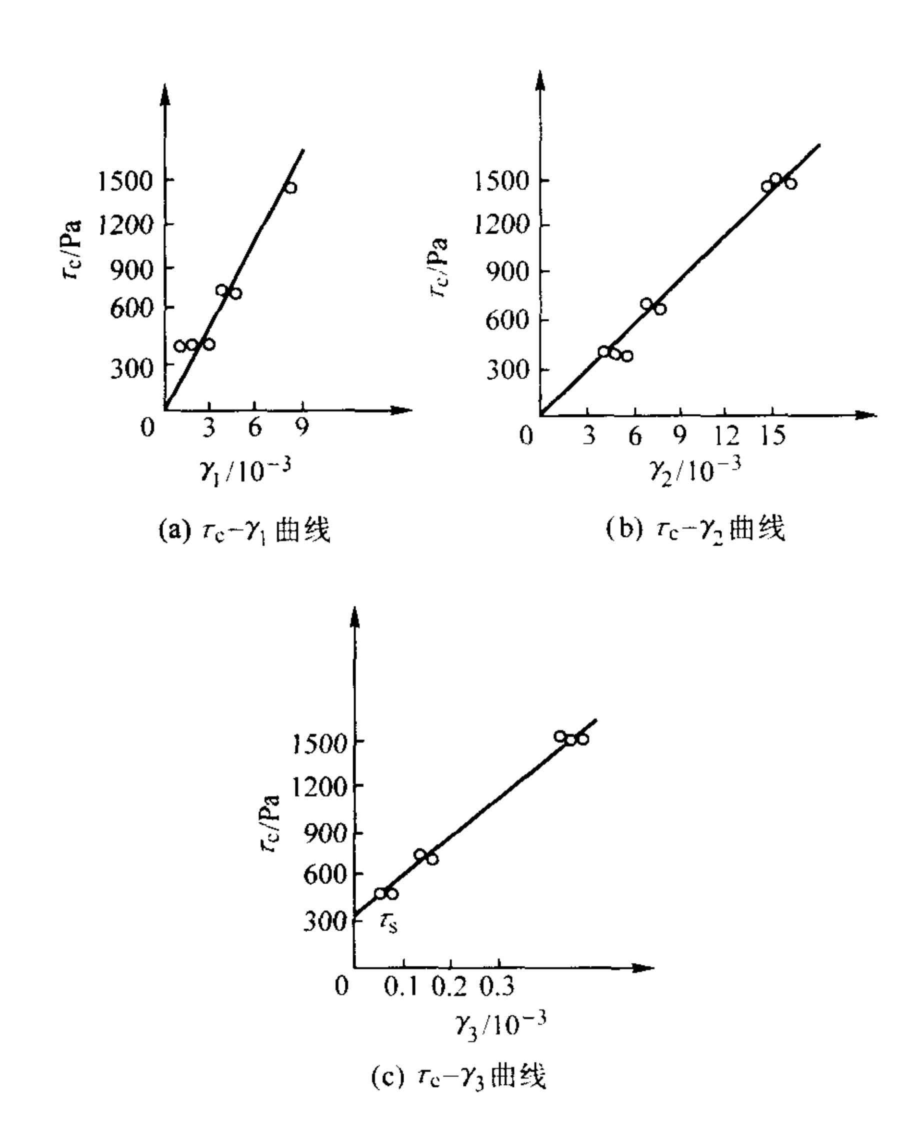
根据图 3.9-95b 上的曲线，如加载时间 $t_1 = t$ = 12 min 为开尔芬体变形足够长的时间，则可得到

$$\gamma_1 = \tau_c/G_1 \quad (3.9\text{-}131)$$

$$\gamma_2 = \tau_c/G_2 \quad (3.9\text{-}132)$$

$$\gamma_3 = (\tau_c - \tau_s)\, t_1/\eta_1 \quad (3.9\text{-}133)$$

由此三式可见，γ_1、γ_2 和 γ_3 都与 τ_c 成正比关系。图 3.9-98 示出了 Al - 2.52%Si 合金在 894.7 K 时，利用图 3.9-94 所示装置测得的 γ_1、γ_2 和 γ_3 与 τ_c 的关系。图中 a、b、c 上的三条斜线证明上面的理论分析是正确的。李德富在研究 ZQSn16 - 5 的流变性能中，也得到了相似的 τ_c 与 γ_1、γ_2、γ_3 的斜线。



(a) τ_c-γ_1 曲线　(b) τ_c-γ_2 曲线　(c) τ_c-γ_3 曲线

图 3.9-98　Al-2.52%Si 合金在 894.7 K 时的 γ_1、γ_2 和 γ_3 与 τ_c 的关系

式（3.9-126）~式（3.9-129）都是树枝晶半固态合金的在受载为常数时的本构方程式。

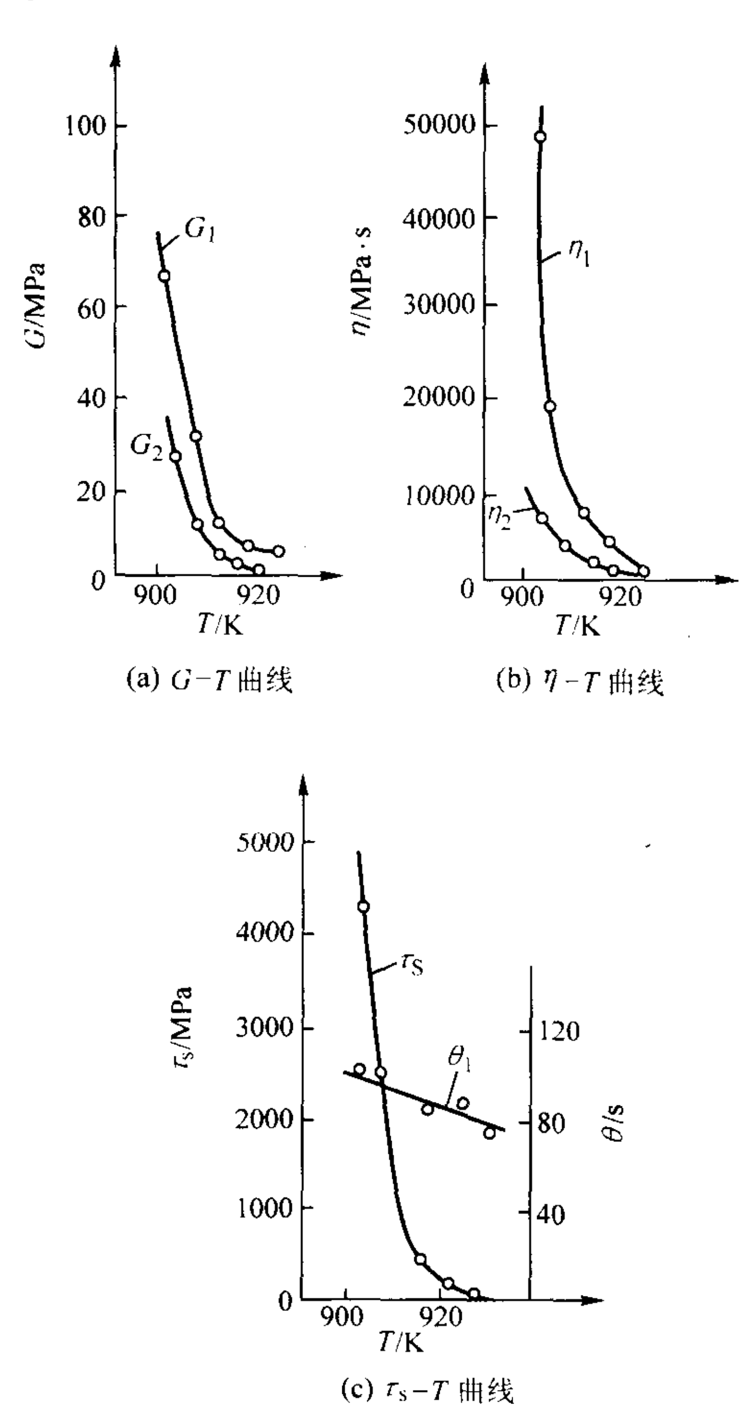
7.3.4　树枝晶半固态合金流变参数的测定

由上已知，欲全面掌握具体的树枝晶半固态合金的流变性能，必须知道它的 G_1、G_2、η_1、η_2 和 τ_s 值，如何在合金的 $\tau-t$ 流变曲线中得知此五个参数的具体数值呢？卡西尔哲夫提出了下述的方法。

由式（3.9-131）~式（3.9-133）可知图 3.9-98a、b 和 c 中斜线的斜率即为 G_1、G_2 和 η_1，图 3.9-98c 中斜线与纵坐标的交点即为 τ_s。还可根据本章 3.1 节中有关开尔芬体流变曲线的叙述中所言，在图 3.9-95b 的 $\gamma-t$ 曲线的 t_1 点取该线的切线，与 $\gamma=\gamma_3$ 水平直线相交，则 t_1 至该交点的横坐标值即为合金的后效时间 θ_1。而 $\theta_1=\eta_2/G_2$，因此 η_2 便可根据已知的 G_2、θ_1 值计算得到具体的数值。

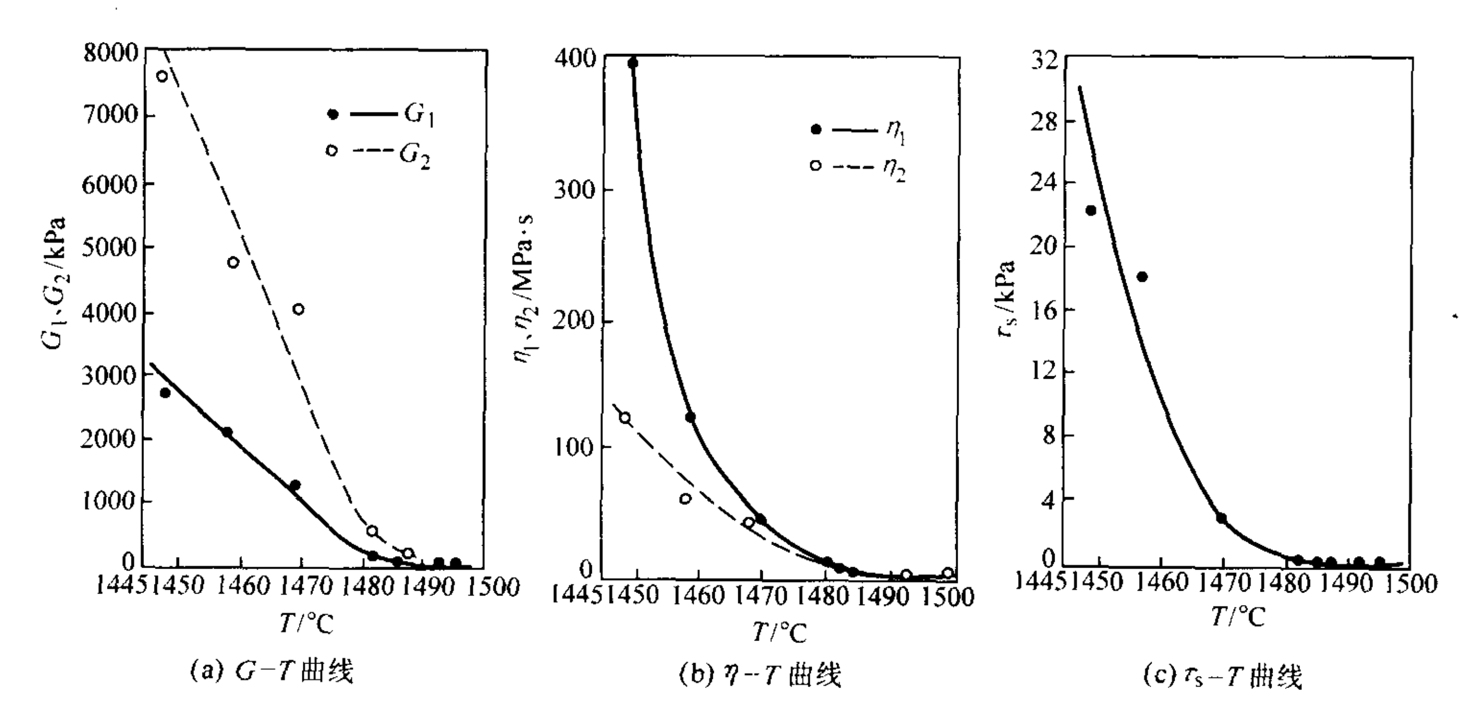
半固态合金的 G_1、G_2、η_1、η_2 和 τ_s 值都是随温度而发生变化的，图 3.9-99 示出了 Al-0.6%Si 半固态时在不同温度情况下的 G_1、G_2、η_1、η_2 和 τ_s 值的变化曲线。

图 3.9-100 所示的是半固态 ZG310—570 的 G_1、G_2、η_1、η_2 和 τ_s 值随温度的变化曲线。



(a) $G-T$ 曲线　(b) $\eta-T$ 曲线　(c) τ_s-T 曲线

图 3.9-99　Al-0.6%Si 半固态合金的流变参数与温度关系



(a) $G-T$ 曲线　(b) $\eta-T$ 曲线　(c) τ_s-T 曲线

图 3.9-100　半固态 ZG310—570 的流变参数与温度的关系

由上述两图可见，树枝晶半固态合金在温度下降时流变参数值的增大是一平滑的过程，没有突变的现象。因此БапандинГ.Ф. 认为，从流变性能的角度出发，是不可能客观地定出结晶温度范围中的液-固态和固-液态之间的分界线的。一般铸造文献中提到的铸件自由线收缩明显发展的起始温度，以及由此温度决定的所谓有效结晶区间的上边界，它们都是在某一具体铸型中由凝固着的铸件表现出来的，而不是由与铸型无关的合金所表现的性能。

7.3.5 关于树枝晶半固态合金的弹、黏、塑性三维网络结构的理论

李德富把树枝晶半固态合金的弹、黏、塑性流变特性用三维网络结构的理论作了解释，认为合金液冷却到液相线温度以下后，在其中就会出现固相晶粒，固相晶粒间存在静电、范德华力等作用，使晶粒间相互吸引，又相互排斥，引力与斥力的平衡状态使半固态合金中形成了三维网络结构。

当外力作用时，质点受外力作用要离开其所处的平衡位置移动，但又受到三维网络键力的作用，要把质点拉回原先所处的平衡位置，使变了形的网络恢复原状，这就是半固态合金表现出虎克弹性特征的原因。

对树枝晶半固态合金这种多固相晶粒体系而言，晶粒的每个平衡位置都对应于一个势能谷，晶粒从一个势能谷跃入另一个势能谷，需要克服一定的势垒高度。只有当作用在晶粒上的外力超过某一数值（屈服点）时，晶粒才有可能克服网络键力作用，越过势垒从平衡位置上移开，宏观上表现出塑性变形的特点。但固相晶粒在作塑性移动时，受到周围液相的黏滞阻碍作用，故半固态合金表现出宾汉体的黏塑性。

对于半固态合金的开尔芬体流变性能特点可作如下理解。静态的半固态合金，如无外力作用，其三维网络的构象也处于平衡状态。当出现外力后，初始的网络构象便进入较高能量状态，需进行相应的调整，即结构变形以减小体系的自由能，但这种结构变形时网络节点上固相晶粒的位置调整受到网络键力和周围液相黏滞力的阻力不能立即实现，使半固态合金表现出应力作用下的滞后变形；外力消除后，变形后的网络构象又处于自由能较高状态，在网络键力作用下，固相晶粒位置要调整回复到原来的构象，但这种位置调整同样受到周围液相黏滞力的阻碍，便使半固态合金出现了弹性后效现象。

至于流变参数随半固态合金温度降低而增大的原因，与固相晶粒随合金温度下降而增多，三维网络中节点增多，晶粒间键力增强有关。此外，在温度较低的半固态合金中，自由液相的体积分数减小，液相本身黏度的增大，合金体系中有序性的增强，移动单元所受限制的增大，都会使 G、η 和 τ_s 值随合金温度下降而变大。

8 铸件缺陷的流变学研究

前已提过，大多数铸件缺陷，如热裂、分散性气孔、缩松、夹渣、偏析等都是在铸件合金温度处于液相线和固相线温度之间时形成的，也即在合金处于半固态时形成的。上节对树枝晶半固态合金流变性能的叙述内容，促使人们注意到已不能按经典的铸造缺陷形成机理研究中，单纯地把能流动的合金作为牛顿液体来考虑问题了，应该按半固态合金真实的流变性能，根据合金的弹、黏、塑性的组合特点开展对铸件缺陷研究。本节所要叙述的就是结合半固态合金流变性能特点研究而得的铸造缺陷成因的新观点。

8.1 流变学研究成果在铸件热裂研究中的应用

有关铸件热裂形成的原因有很多种，如凝固收缩补偿理论，与此相似的晶间搭桥理论等，而传播得较为广泛的应为液膜理论及与此相似的强度理论。根据此理论，在铸件凝固至温度接近于固相线温度时，晶粒间搭桥的强度已很大，不易因铸件收缩受阻时的外力作用而断裂，而晶粒之间由残余液相形成的液膜则成为铸件整体强度的削弱因素，有的观点还提出当铸件凝固到其中液相含量为 1% ~ 10% 时，液相呈薄膜状分布于晶间，受拉变形时易产生枝晶分离，为铸件易裂阶段。而当液相含量大于 1% 时，固、液相都能很好流动，易变形，铸件不易开裂。因此认为铸件热裂是由于铸件收缩受阻的受拉变形量大于铸件的塑性变形能力所引起的。热裂的塑性理论还用铸件热裂纹上的脆性断裂现象给以证实。

8.1.1 半固态合金的受拉应变能力

卡西尔哲夫在研究所得半固态铝硅合金流变性能机械模型的基础上，进一步推导了半固态合金在受拉时的本构方程式。还参照试验中所得的流变参数，分别得到了流变模型中虎克体 H_1 的受拉应变能力 ε_{01}、开尔芬体（$H_2 | N_2$）的受拉应变能力 ε_{02} 和（$N_1 | S$）受拉应变能力 ε_{03} 的计算公式。并根据 Al－0.6%Si 的流变参数计算了在铸件收缩受阻时，其受拉的应变速率为 $\dot{\varepsilon}_c = 0.000\ 15\ \mathrm{s}^{-1}$ 情况下的 ε_{01}、ε_{02} 和 ε_{03} 的具体数值，还将这些数值叠加起来，得到了 Al－0.6%Si 半固态合金在不同温度时的总受拉应变能力 ε_0。所得数据示于图 3.9-101 上。

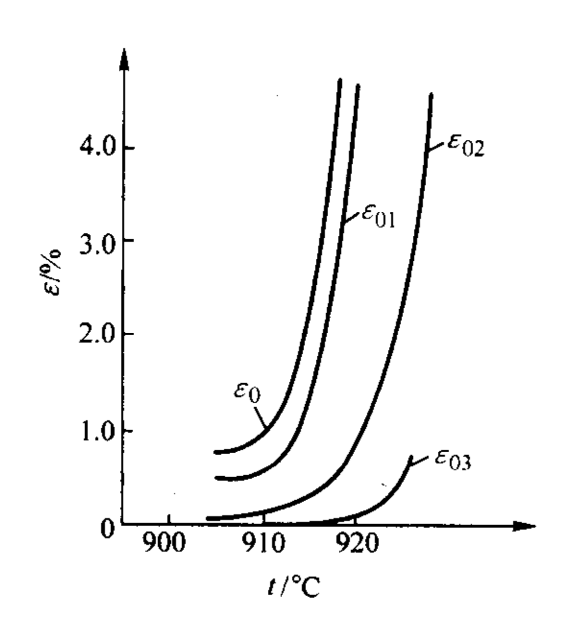


图 3.9-101　Al－0.6%Si 半固态合金的受拉变形能力 ε_0 与其组成 ε_{01}、ε_{02}、ε_{03} 与温度的关系

由此图可见，在合金总应变能力中，合金在受拉时的可逆应变（即 ε_{01} 和 ε_{02}）能力比不可逆应变（指塑性应变 ε_{03}）大了一个多数量级，即

$$\varepsilon_{03} << (\varepsilon_{01} + \varepsilon_{02}) \tag{3.9-134}$$

因此可把树枝晶半固态合金的受拉应变能中的塑性应变能力忽略不计，以简化对合金抗热裂能力的讨论，即

$$\varepsilon_0 \approx \varepsilon_{01} + \varepsilon_{02} \tag{3.9-135}$$

再进一步分析图 3.9-101 中的 ε_{01} 和 ε_{02} 曲线，可发现，弹性后效应变能力约为总应变能力 ε_0 的 20% ~ 25%，为了尽可能地简化对合金抗热裂能力的讨论，可把 ε_{02} 从 ε_0 中忽略掉，只取 ε_{01} 为半固态合金的总受拉应变能力，即合金的抗应变能力

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_{01} \tag{3.9-136}$$

卡西尔哲夫的这一结论与前述的热裂塑性理论是完全对立的。塑性理论认为，合金产生热裂时的应变能力主要由合金的塑性应变可能性决定，而卡西尔哲夫的观点是，合金产生热裂时的应变能力主要由合金弹性变形的可能性决定，从抗拉应变能力大小的比较，塑性应变能力是可以忽略的，至于热裂断口上的脆性断裂痕迹，它刚好证实铸件在产生热裂时具有很小的塑性。

8.1.2　评价合金抗热裂稳定性的参数

根据此理论，在合金的凝固温度区间内，由于合金的应变能力只能由 ε_0 决定，因此合金的抗热裂稳定性指标 D 应有下面的数学式

$$D=\varepsilon_{0\min}-\varepsilon_{y\max} \qquad (3.9\text{-}137)$$

式中，$\varepsilon_{0\min}$ 为合金冷却到温度靠近固相线温度（即最易出现热裂的温度）时的抗拉应变能力，此时的抗拉应变能力最小；$\varepsilon_{y\max}$ 为铸件出现热裂区域合金冷却到靠近固相线温度时可能出现的最大收缩受阻应变值。

卡西尔哲夫通过对铝硅合金的测量试验，发现单从铸件出现热裂部位考虑的合金冷却收缩受阻的应变值 $\varepsilon_{y\max}$ 往往比合金本身的抗拉应变能力 $\varepsilon_{0\min}$ 小得很多，因此可把上式改写为

$$D=\varepsilon_{0\min} \qquad (3.9\text{-}138)$$

而根据上节的叙述，$\varepsilon_{0\min}$ 中只需考虑虎克弹性体的受拉应变能力，故上式可写成

$$D\approx\sigma_{0\max}/E_{1\max} \qquad (3.9\text{-}139)$$

式中，$\sigma_{0\max}$ 为合金在靠近固相线温度时的抗拉强度；$E_{1\max}$ 为合金在靠近固相线温度时的弹性模量。

许多研究工作表明，靠近固相线温度时，合金的抗拉强度只在很窄的范围内变动，如铝硅合金的 $\sigma_{0\max}=0.5\sim1.3$ MPa，铝铜合金、铝镁合金和铝锌合金的 $\sigma_{0\max}$ 都相应地为 0.2～0.4 MPa、0.5～0.8 MPa 和 0.3～0.8 MPa。所以可根据铸造生产条件的允许情况，概括地认为，很多合金的 $\sigma_{0\max}$ 值都在 1 MPa 左右范围内变化。为实际应用方便起见，可假设大多数合金的 $\sigma_{0\max}\approx1.0$ MPa，则式（3.9-139）便可写成

$$D=1/E_{1\max} \qquad (3.9\text{-}140)$$

上式中 $E_{1\max}$ 的单位为 MPa，它的数值可从合金的流变参数 G_1 计算而得，因式（3.9-7）表明

$$E=3G$$

由式（3.9-140）可见，在评价一种合金是否容易产生热裂时，主要由合金在固相线温度附近的弹性模量决定，如合金的弹性模量大，则 D 便小，说明合金较易产生热裂。D 的倒数（$1/D$）则表示合金的热裂倾向性。

对一定系统的合金而言，如 Al－Si 系统合金，其 $E_{1\max}$ 值可在几个数量级范围内变动，所以不同成分铝硅合金的热裂倾向性差别很大。图 3.9-102a 中的铝硅合金热裂倾向性随合金中含硅量变化的曲线是两位学者利用热裂工艺试样测得的数据，而图 b 上的曲线则是根据式（3.9-139）和式（3.9-140）计算而得的曲线。请注意，比较 a、b 图上的曲线，理论评估的合金抗热裂稳定性的随合金成分变化的趋势与实验所取得的结果很一致。

8.1.3　凝固铸件的流变性能和铸件上热裂的形成

如前所述，结晶温度区间内，半固态合金的流变参数是随温度的变化而变化的，所以铸型中正在凝固成形合金的流变性能也会随着时间的延长发生较大的变化。图 3.9-103 示出了合金的抗拉弹性模量 E_1 和抗拉时的黏度（杨氏相似黏度模量）λ_1 随温度发生变化的曲线，它们是根据图 3.9-98 上的有关数据，根据式（3.9-7）和 $\lambda=3\eta$ 的关系而转移过来的。由此图的左半部可见合金受拉时，其流变参数随温度发生变化的情况。因此可得第一个有关凝固铸件流变行为特点的推论，即在铸型中进行凝固的合金，其流变性能参数 E_1、E_2、λ_1、λ_2、σ_s 和 σ_0（抗拉强度）都是温度的函数。

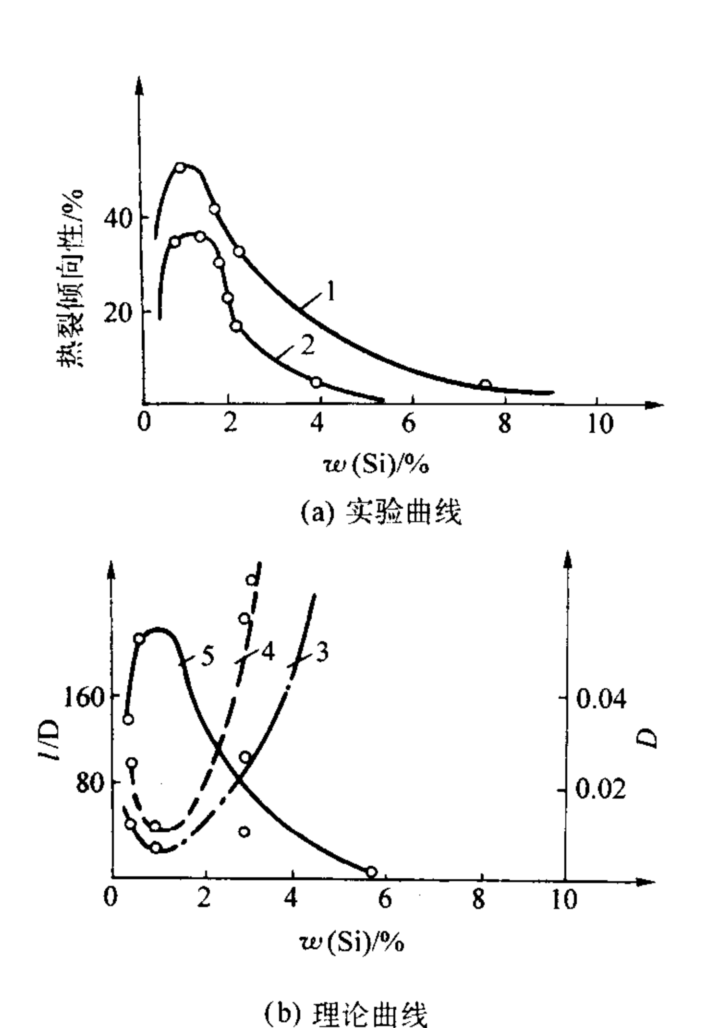


图 3.9-102　不同含硅量铝硅合金的热裂倾向性

1—根据拉西科等的数据整理而得；
2—根据皮尔曼大学数据整理而得；
3—根据式（3.9-139）计算得到的数据；
4—根据式（3.9-140）计算得到的数据；
5—式（3.9-140）数据的倒数（$1/D$）

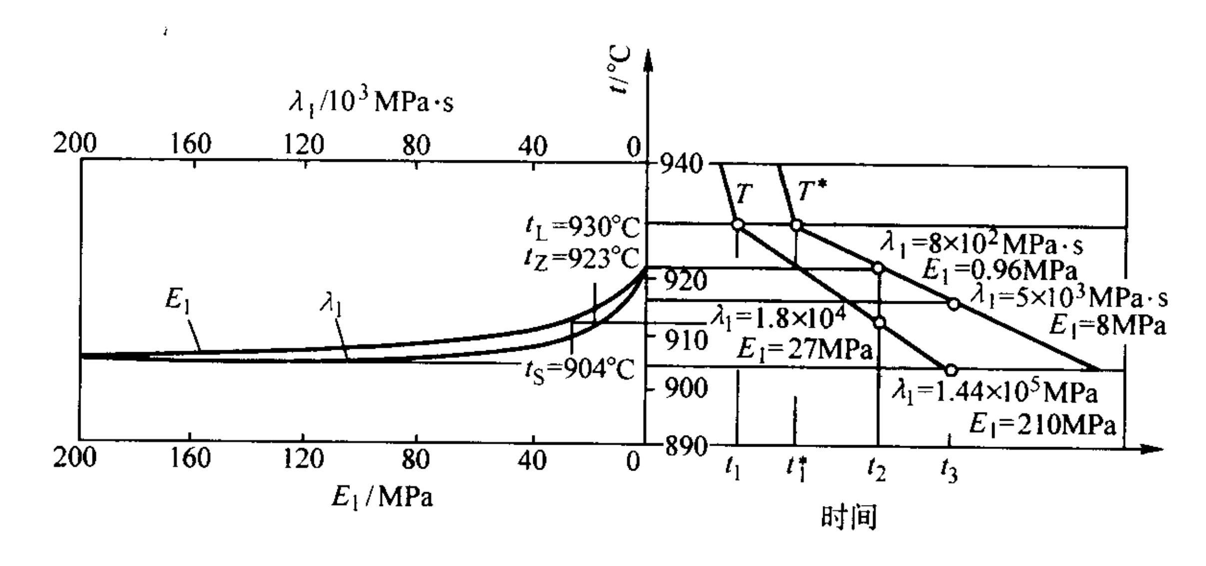


图 3.9-103　凝固铸件上流变性能不均匀分布示意图

t_L—液相线温度；t_Z—收缩起始温度；t_S—固相线温度

铸件上壁厚的分布是不均匀的，有的地方较厚，有的部位较薄；铸型各处的工作温度、传热速度和蓄热性能也不一样，如铸型离内浇道较近的部位在浇注时受热程度较高，远离浇道部位则温度较低，充填此部位的金属温度也较低；像砂型有的部位舂得较紧实、有的部位紧实度则稍小；铸型有的地方放冷铁，有的地方则没有。金属型铸造时，涂料厚度分布也不一定均匀，金属型本身的厚度也不一致以及金属型个别部位采用砂芯等，总括起来就是铸件在铸型中凝固时各部位的温度下降速度是不一样的，凝固着的铸件上温度分布不均匀，在温度高的铸件部位，合金的流变参数值较小，而在温度低的铸件部位，合金的流变参数值较大，经常可以大得很多。因此可得第二个有关凝固铸件流变行为的特点推论，即在铸型中进行凝固的合金，其流变参数值在铸件体积中的分布是不均匀的。

图 3.9-104 示出了典型的壁厚分布不均匀的铸件图，其中部有一厚度较大的结构，与其两侧的细杆部位比较，厚度较大部位在铸型中的冷却曲线可如图 3.9-103 中右半部的 T^{*} 曲线所示，而壁薄部位的冷却曲线则可以 T 曲线表示。比较时间 t_2 时此两部位合金的流变参数（参数值可自此两曲线在 t_2 时的相应点，作水平线向左交 E_1 和 λ_1 曲线，在交点上向下和向上作垂直线至相应坐标，便可查得 T^{*} 和 T 曲线上 t_2 时合金的 E_1 和 λ_1 值）。可见铸件厚壁部位的 E_1、λ_1 值都比薄壁部位小一个数量级还多。在 t_3 时也可见到相似的情况。因此这种铸件在铸型中冷却到某一时刻，铸件薄壁部位的合金已可被视作刚体，而壁厚部位却还是处于易被变形的状态，这样，薄壁部位在继续冷却过程中的受阻收缩量便有可能向 E_1、λ_1 值较小的厚壁部位转移、集中，使厚壁部位出现了较大的拉伸变形。因此从厚壁部位的局部考虑，其本身由于收缩受阻而出现的拉伸应变值 ε_y 是不会超过该部合金的拉伸应变能力 ε_0 的；但从铸件整体考虑，由于其他部位冷却收缩受阻的拉伸应变向铸件的热节部位集中，就可能使该部位出现的铸件收缩受阻的拉伸变形大于 ε_0 值，从而使应变集中部位出现热裂。因此可得第三个有关凝固铸件流变行为的推论，即铸件上的热裂纹只能在铸件拉伸应变集中的部位形成。

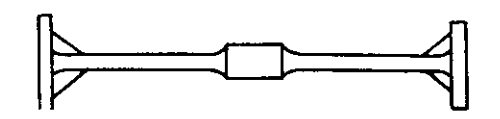


图 3.9-104 壁厚分布不均匀的典型铸件图

因此抗热裂稳定性小，即热裂倾向性大的合金，由它浇注的铸件不一定会产生热裂的缺陷，铸件上热裂的产生还需考虑铸件的结构特点，合金在铸型中冷却的条件，看能使铸件收缩受阻拉伸应变向热节部位集中程度如何。有关某一合金在某一种铸件的一定冷却条件下的铸件产生热裂的评价参数的确定尚需作进一步的研究。

8.2 缩松形成的流变学特点

缩松是铸件上经常出现的铸造缺陷，它主要是因为铸件在凝固过程中由枝晶搭接形成的细小孔道得不到液相金属及时的补缩而形成的。在研究过程中，人们常把由枝晶搭接的铸件空间视为多孔介质，利用达西（Darcy）公式进行理论计算。但在李德富前，人们常把半固态合金中的液相视作牛顿体进行研究，如 Fleimings M.C. 曾在改造达西公式的基础上提出了枝晶间流体流动速度 v 的数学式

$$v = -K_D(\Delta p/L+\rho g)/\eta\varphi \tag{3.9-141}$$

式中，K_D 为枝晶空间的可透性系数；$\Delta p/L$ 为枝晶补缩层中的压力梯度；η 为液相合金的动力黏度；φ 为液相所占的体积分数，%；ρ 为液相合金的密度；g 为重力加速度。

显然此式没有注意到对枝晶间孔隙进行补缩的流体已具有弹、黏、塑性的特点。但在非牛顿流体力学中，已有不少研究者注意到塑性流体、黏弹性流体的流动问题，如有关塑性流体在圆管内流动的布金岗-雷讷式（3.9-74）和式（3.9-75）；还有由萨多伍斯基（Sadowski T. J.）以伊里斯（Eilis）模型推导而得到的黏弹性流体在多孔介质中的流动的达西公式

$$v = -K_D(\Delta p/L)/\eta_{eff} \tag{3.9-142}$$

式中，η_{eff} 是黏弹性流体的有效黏度，其余符号的意义同式（3.9-141）。

$$1/\eta_{eff} = [1+4(\tau/\tau_{1/2})^{\alpha-1}/(\alpha+3)]/\eta_0 \tag{3.9-143}$$

式中，η_0 为流体零剪切速率时的表观黏度；α 为伊里斯模型中的无量纲参数；τ 为剪切应力；$\tau_{1/2}$ 为黏度等于 η_0 时的剪切应力。

萨多伍斯基还用具有黏弹性的聚合物在砂槽模型中做了流动的实验以证明上两式的正确性。

李德富则在全面考虑半固态合金既有黏塑性，又有黏弹性的情况下，研究了它在多孔介质中的流动问题。

根据开尔芬体在受不变切应力时本构方程式（3.9-24），推导得到了开尔芬体黏弹性流动时的表观黏度 η_{aK} 数学式

$$\eta_{aK} = \eta_2 \exp(t/\theta_1) \tag{3.9-144}$$

式中，η_2 为开尔芬体机械模型中牛顿体的黏度；θ_1 为开尔芬体的后效时间。

而半固态合金机械模型中串联的宾汉体表观黏度 η_{aB} 可由式（3.9-40）可知

$$\eta_{aB} = \eta_1 + \tau_s/\dot{\gamma}_B \tag{3.9-145}$$

式中，η_1 为宾汉体机械模型中牛顿体的黏度；τ_s 为宾汉体机械模型中圣维南体的屈服值；$\dot{\gamma}_B$ 为宾汉体的剪切速率。

半固态合金的流变性能机械模型是 $B-K$，所以其整体的表观黏度 η_{aBK} 应为

$$1/\eta_{aBK} = (1/\eta_{aB}) + (1/\eta_{aK}) \tag{3.9-146}$$

将式（3.9-144）和式（3.9-145）代入式（3.9-146），得

$$\eta_{aBK} = [\eta_2 \exp(t/\theta_1)(\eta_1+\tau_s/\dot{\gamma}_B)]/[\eta_2 \exp(t/\theta_1) + \eta_1 + (\tau/\dot{\gamma}_B)] \tag{3.9-147}$$

又由文献[60]的圆管内非牛顿体流动的平均流速 v_m 的计算公式，可知流变性能为 $B-K$ 在圆管内的平均流速数学式为

$$v_m = \frac{\tau_w}{R^3}\int_0^R (r^3/\eta_{aBK})\,dr \tag{3.9-148}$$

式中，τ_w 为圆管壁面上的剪切应力，$\tau_w = -R_h\Delta p/L$；R_h 为圆管水力半径；Δp 为管两端压力差；L 为管长；R 为圆管内半径；r 为所观察的流体管元的半径。

在将式（3.9-147）代入式（3.9-148）后，通过积分和相关的运算后，得半固态合金在圆管中的平均流动速度的表达式

$$v_m = -(R_h^2/2)\{[1/\eta_2 \exp(t/\theta_1)] + [1-(4/3)(\tau_s/\tau_W)]/\eta_1\}(\Delta p/L) \tag{3.9-149}$$

接着，李德富推导得到：对水平放置的多孔介质一维流动而言，如果所观察的两截面上的压力差为 Δp，截面间距离为 L，多孔介质的水力半径为 R_h，则黏度为 η 的流体经所观察多孔介质的比流量 q_0 为

$$q_0 = -(R_h^2/2)(1/\eta)(\Delta p/L) \tag{3.9-150}$$

比较式（3.9-149）和式（3.9-150），可见式（3.9-149）中大括号内的各项就相当于式（3.9-150）中的（$1/\eta$）项。因此可把式（3.9-149）中大括号内的项目视作半固态合金的有效黏度 η_{eff} 的倒数，即

$$1/\eta_{eff} = [1/\eta_2 \exp(t/\theta_1)] + [1-(4/3)(\tau_s/\tau_W)/\eta_1] \quad (3.9\text{-}151)$$

式（3.9-149）可写成

$$v_m = -(R_h^2/2)(\Delta p/L)/\eta_{eff} \quad (3.9\text{-}152)$$

通过多孔介质的比流量 q 为 $v_m\varepsilon$，此处 ε 为多孔介质的孔隙率，因此可得

$$q = -(R_h^2\varepsilon/2)(\Delta p/L)/\eta_{eff} \quad (3.9\text{-}153)$$

此式中的（$R_h^2\varepsilon/2$）可用渗透率 K_D 表示，故可得半固态合金在由树枝晶组成的多孔介质中流动的达西公式

$$q = -K_D(\Delta p/L)/\eta_{eff} \quad (3.9\text{-}154)$$

或

$$q = -K_D(\Delta p/L)\{[1/\eta_2\exp(t/\theta_k)] + [1-(4/3)(\tau_s/\tau_w)]/\eta_1\} \quad (3.9\text{-}155)$$

当合金的流动时间 t 大于开尔芬体后效时间 θ_1 的 6 倍时，其后效弹性变形已接近极限值，即不能再继续变形参与流动了，随后的流动都是宾汉体的黏塑性流动，因此在 $t \geqslant 6\theta_1$ 情况下，上式应改写为

$$q = -K_D(\Delta p/L)\{[1-(4/3)(\tau_s/\tau_w)]/\eta_1\} \quad (3.9\text{-}156)$$

故由式（3.9-155）和式（3.9-156）可以推论，铸件凝固过程中，在半固态合金开始对枝晶中孔隙进行补缩时，由于其流变性能机械模型中的开尔芬体参与流动，可使半固态合金的有效表观黏度变小，合金流动性表现稍大。但在补缩流动中，随着流动时间的延长，串联的开尔芬体逐渐丧失流动性，使合金的有效表观黏度增大，最后达到宾汉体所体现的表观黏度。所以在厚大铸件的后阶段凝固补缩时，如果补缩时间超过 $6\theta_1$❶合金的补缩能力则由合金的塑黏性决定了。

将式（3.9-148）中的 τ_w 表达式代入式（3.9-156），可得

$$\Delta p/L - 4\tau_s/3R_h = \eta_1 q/K_D \quad (3.9\text{-}157)$$

此式中的（$4\tau_s/3R_h$）项是一个与半固态合金屈服应力和树枝晶间孔隙形状有关的参数，它具有压力梯度的单位，只有当 $\Delta p/L$ 值大于 $4\tau_s/3R_h$ 值时，半固态合金在树枝晶孔隙中的比流量 q 才能实现，否则半固态合金不能进行补缩流动，在铸件内得到缩松的缺陷。故可把 $4\tau_s/3R_h$ 定义为临界压力梯度 $(\Delta p/L)_0$ 即

$$(\Delta p/L)_0 = 4\tau_s/3R_h = \Delta p_0/L \quad (3.9\text{-}158)$$

所以式（3.7-156）可写成

$$q = K_D[(\Delta p/L)-(\Delta p/L)_0]/\eta_1 = K_D[(\Delta p-\Delta p_0)/L]\eta_1 \quad (3.9\text{-}159)$$

由此式可推论，只有当枝晶内的压力梯度大于临界压力梯度，或外界压力 Δp 大于与半固态合金 τ_s 和枝晶内孔隙形状特点有关的临界压力值 Δp_0 的时候，铸件的补缩才能进行。而且随着补缩距离的增大，临界压力 Δp_0 的值也随着增大，所需的外界压力 Δp 也要求越来越大。当然这是在考虑温度不变条件下的情况。

李德富通过实验寻求得到了同样具有 $B-K$ 流变性能的 CMC + 黏土的浆液，把它作为枝晶孔隙半固态合金补缩的合金模拟流体，表 3.9-10 示出了两种合金模拟流体的质量组成和流变参数。

表 3.9-10　合金模拟流体的质量组成和流变参数

组成及流变参数 / 模拟流体号	组成（质量分数）/%			流变参数值				
	CMC	黏土	水	G_1/Pa	G_2/Pa	η_1/Pa·s	η_2/Pa·s	τ_s/Pa
№1	1.74	29.9	其余	8 560	20 800	60 975	26 000	34
№2	1.59	20.0	其余	9 060	28 400	13 800	32 400	26

李德富用盛有钢珠的圆筒模拟多孔介质—树枝晶空间，采用如图 3.9-105 所示试验装置测量了模拟流体在不同压力梯度作用下的流动情况。

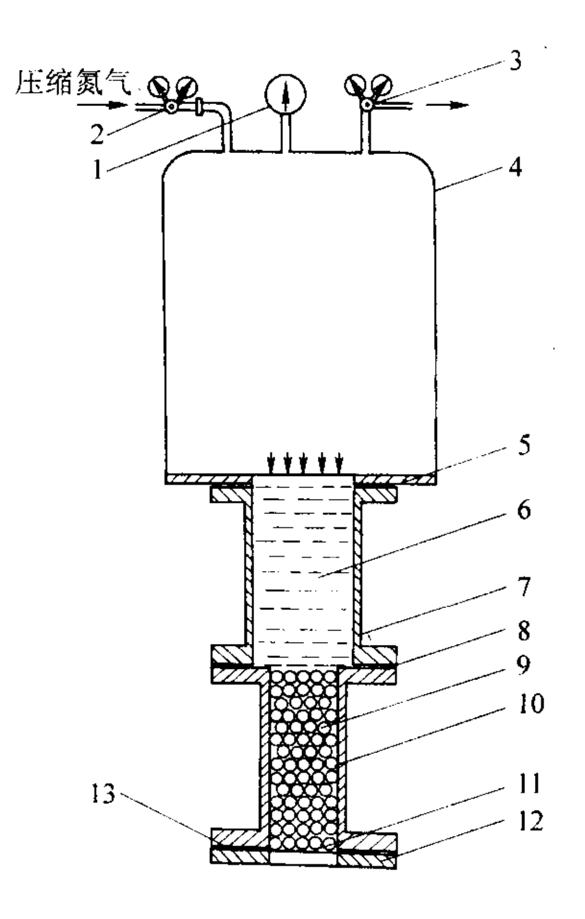


图 3.9-105　半固态合金在多孔介质中流动的模拟试验装置示意图

1—压力表；2，3—减压阀；4—压力罐；
5，8，13—橡胶垫圈；6—模拟流体；
7，10—圆筒；9—钢珠；
11—筛网；12—底环

该装置的一些重要参数示于表 3.9-11 中。

表 3.9-11　半固态合金在枝晶中流动模拟装置的一些参数

试验号	装置参数					流体号
	钢珠直径 d/mm	孔隙率 ε	钢珠圆筒直径 ϕ	钢珠圆筒高度 h/mm	储液圆筒高度 h/mm	
1	6	0.283 9	38	50	100	№2
2	6	0.265	56	100	100	№1
3	6	0.283 9	38	100	100	№1
4	6	0.283 9	38	100	100	№2
5	10	0.273 7	56	100	150	№1
6	12	0.296 6	56	100	150	№1

试验中用压缩氮气建立压力差 Δp，用减压阀放出部分气体，以调整压力罐中压力，使保持为设定数值，试验开始前，先使钢珠孔隙中充满模拟流体。

测临界压力 Δp_0 时，先采用较小的压力罐中压力值，并保压一定时间，观察流体是否从多孔介质中流出，而后逐步增大压力罐中氮气压力值并保压，当观察压力值调整到一定数值，观察到模拟流体从多孔介质中开始流出时，记下压力值，此值即为临界压力值 Δp_0。

❶ 根据李德富和刘驰的测量数据，铝合金的 $\theta_1 = 5 \sim 9$ s，铜合金的 $\theta_1 = 2 \sim 11$ s，碳钢的 $\theta_1 = 10 \sim 21$ s。

还测量了不同压力差 Δp（$\Delta p > \Delta p_0$）情况下的流体比流量，此时，流体在 Δp 作用下将储液筒中流体全部经钢珠筒流出，记下流动延续时间，称出流体重量，折算成体积，即可计算得出比流量 q 值。

所测得的试验结果曲线示于图 3.9-106 中。由此图可见，在此流量为零时，各曲线与横坐标的焦点即为临界压力梯度 $(\Delta p/L)_0$ 值，将它们乘以钢珠圆管高度后，即可得临界压力 Δp_0 值，表 3.9-12 示出了每一试验号的 Δp_0 值。

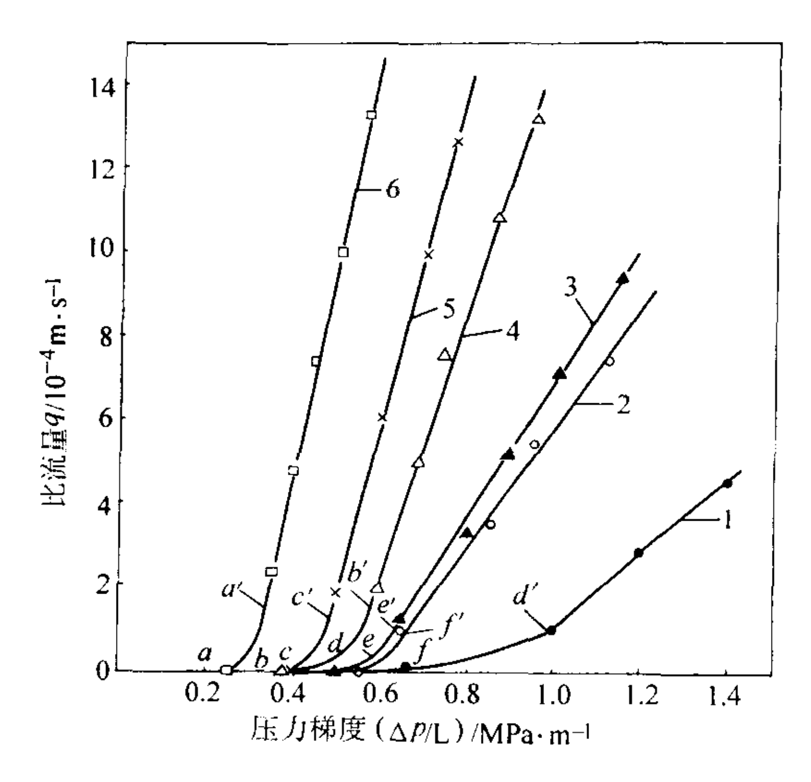


图 3.9-106　多孔介质中模拟流体比流量与压力梯度的关系

表 3.9-12　各试验号的临界压力值

试验号	1	2	3	4	5	6
临界压力 Δp_0/MPa	0.021	0.055	0.05	0.04	0.041	0.025

由表 3.9-12 可见，具有 $B-K$ 流变性能的流体确有一由流体屈服点与多孔介质孔隙几何形状所决定临界压力梯度值或 Δp_0 值，只有当外界压力使压力梯度值或压力值大于它们的临界值时，流体才能在多孔介质中流动。也即外界施加的压力，如不能使流体在多孔介质孔隙壁处的切应力大于流体本身的屈服值时，流体是不能流动的。比较 3 号和 4 号试验的结果，试验的多孔介质条件都相同，仅模拟流体的流变参数不同，3 号试验用的流体的 τ_s 值较 4 号试验的大，所以 Δp_0值也较大。比较 4 号和 1 号的 Δp_0 值，试验所用的模拟流体一样，多孔介质条件中仅多孔介质的高度不同（即 L 不同），4 号试验的 L 为 1 号试验的 2 倍，所以 4 号试验的 Δp_0 也约为 1 号试验所得 Δp_0 的 2 倍，这说明在模拟流体流变性能一样的情况下，其临界压力梯度 $(\Delta p/L)_0$ 的值也一样，证明了上面理论推导的正确性。比较 2、5、6 号试验的情况，所用的模拟流体都一样，仅多孔介质的孔隙率和孔隙的比表面积（钢珠直径与孔隙的比表面积成反比）不同，相应地 Δp_0 值也表现了符合理论的差别。

分析图 3.9-106 中的各条曲线，它们表现有同样的比流量 q 随压力梯度 $\Delta p/L$ 增大的线性增长的关系，这符合式 (3.9-159) 所体现的规律，仅每条曲线的起始段，如 aa'、bb'、cc'、dd'、ee'、ff'有些脱离直线的情况，那是由于在钢珠组成的多孔介质中有些尺寸特小的孔隙，其中流体需有比多孔介质整体临界压力梯度更大的压力梯度才能参与流动而形成的现象。即当施加的压力梯度刚大于其临界值时，大多数孔隙中的模拟流体都流动了，但有小部分小尺寸孔隙中的流体因其水力半径 R_h 太小，流体开始流动所需的临界压力梯度便较大［见式 (3.9-158)］。所以在试验过程中，曲线的压力梯度增大的初始阶段，由于小尺寸孔隙中流体的逐渐参与流动，而使多孔介质的比流量增大速度出现随压力梯度变大而加大，使各曲线出现了一小段弯曲的形状，只有当多孔介质中全部孔隙中的流体都参与流动以后，才能得到 $q-(\Delta p/L)$ 的直线段。

由此可以推论，对铸件中树枝间孔隙补缩时，在温度降低的过程中，有一些由于枝晶变粗或搭接而形成的尺寸较小孔腔，会因合金补缩所需临界压力的增大，而使半固态合金不能流入，而形成微观缩孔，虽然当时这些小孔腔与补缩合金是连通的。因此大多数铸件缩松区的孔洞不是孤立的，而是成片地相互连通的，因而使一些铸件缩松区在试水压时出现渗漏的缺陷。

比较 3、4 组试验的曲线，可见流变参数中黏度较大、屈服值较大的流体在介质条件和压力梯度同样情况下，呈现出较小的比流量。比较 2 和 3 组试验所得曲线，在同一压力梯度情况下，孔隙率大的多孔介质表现有较大的比流量。比较 2、5 和 6 试验组的曲线，可见多孔介质中，比表面积小和孔隙率大的，流体的比流量也大。这些试验结果既符合前面的理论推导，也与铸件补缩规律一致，即随着凝固过程的进行，合金温度降低过程中，其流变参数的增大，树枝晶间孔隙通道的变细、变小都会使合金的补缩流动变得越来越困难，适时增大外界的促补缩压力应是人们需要注意的工艺措施。

8.3　沉浮流动型铸造缺陷的流变学特点

所谓沉浮流动型铸造缺陷是指气孔、夹渣、夹杂、重力偏析，因为它们在形成过程中都有因它们的密度与包围它们的合金密度不同，而出现沉浮型的流动，而这种流动又与这些缺陷的形成有很大的关系，因此要从流变学的角度出发对这类缺陷的形成机理进行研究。

长期以来，人们在考虑气泡、杂质颗粒、渣球和金属液粒在凝固着的合金中沉浮时，习惯于引用牛顿流体力学中的质点沉浮公式，如斯托克斯公式，以及考虑到沉浮质点为液态或沉浮质点周围有涡流的一些修正型数学式。但如前所述，凝固着的合金，即半固态合金的流变性能已不属于牛顿体类型，它具有的是宾汉体串联开尔芬体的流变性能，因此应从非牛顿流体力学的角度来考虑气孔、夹渣、夹杂和重力偏折的形成过程。李德富在这方面进行了研究。

8.3.1　固态球体在半固态合金中的沉浮速度

李德富首先推导了固态小球在半固态合金中的沉浮速度数学式。它根据希辛柯 P.И. 所论证的塑性流体中沉浮的球体周围有一由回转面（见图 3.9-107 中虚线所示的面）所包围

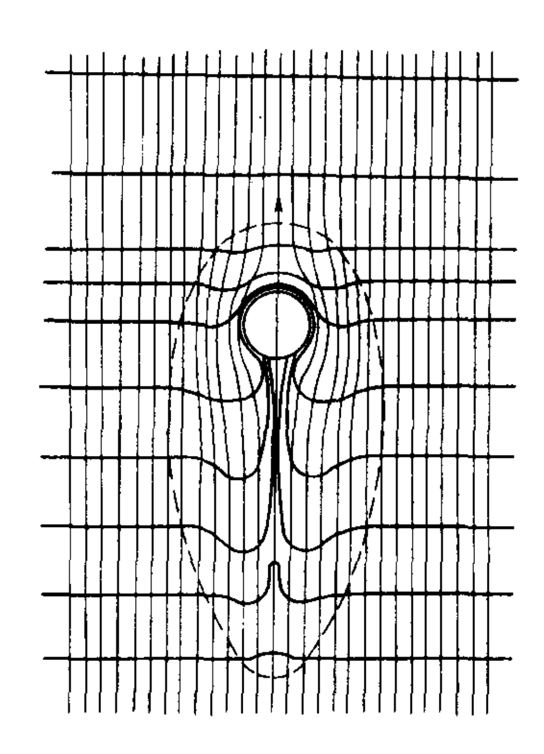


图 3.9-107　塑性流体中沉浮球体周围的扰动区

的扰动区，在扰动区表面上的切应力为 τ_s，扰动区外的塑性流体保持原有结构，扰动区内流体中的切应力 τ 大于 τ_s。此扰动区的表面积 S_N 可用下式表示

$$S_N = \lambda \pi d_k^2 \quad (3.9\text{-}160)$$

式中，d_k 为扰动区在垂直于球体运动方向的最大截面直径；λ 为系数，$\lambda = 1 \sim 1.5$，与球的直径和运动速度无关。

李德富认为在半固态合金中，异相质点沉浮时也应有此种扰动区。在半固态合金中，驱动球形异相质点沉浮的驱动力 F 为

$$F = \pi d^3 \Delta\rho g/6 \quad (3.9\text{-}161)$$

式中，d 为固态异相质点球的直径；$\Delta\rho$ 为异相质点球与周围半固态合金的密度差；g 为重力加速度。

球形异向质点等速沉浮时，扰动区边缘上的切应力总和应等于沉浮驱动力 F，即

$$\tau_s \lambda \pi d_k^2 = \pi d^3 \Delta\rho g/6 \quad (3.9\text{-}162)$$

或

$$d_k = \sqrt{d^3 \Delta\rho g/6\lambda\tau_s} \quad (3.9\text{-}163)$$

此外，对具有 $B-K$ 流变性能的半固态合金言，其应变速率 $\dot{\gamma}$ 为开尔芬体的应变速率 $\dot{\gamma}_k$ 和宾汉体应变速率 γ_B 之和。

由式（3.9-24）可推导得到

$$\dot{\gamma}_k = \tau \exp\left(-t/\theta_1\right)/\eta_2 \quad (3.9\text{-}164)$$

而 $\dot{\gamma}_B$ 可直接由式（3.9-40）得到，所以

$$\dot{\gamma} = \tau\exp(-t/\theta_1)/\eta_2 + (\tau - \tau_s)/\eta_1$$
$$= \tau[\exp(-t/\theta_1)/\eta_2 + (1/\eta_1)] - \tau_s/\eta_1 \quad (3.9\text{-}165)$$

在扰动区内，流速随 $\dot{\gamma}$ 增大而减小，即

$$\dot{\gamma} = -dv/dr \quad (3.9\text{-}166)$$

式中，v 为流体在沉浮方向上流速；r 为所观察流体层离沉浮球中心的垂直于沉浮方向上的距离。

将式（3.9-166）代入式（3.9-165），得

$$-dv/dr = \tau\left[\exp(-t/\theta_1)/\eta_2 + (1/\eta_1)\right] - \tau_s/\eta_1 \quad (3.9\text{-}167)$$

在所观察的等切应力面上，其面积 S_r 可参照式（3.9-159），得

$$S_r = \lambda\pi(2r)^2 = 4\lambda\pi r^2 \quad (3.9\text{-}168)$$

参照式（3.9-162），可得作用在所观察等切应力面上的切应力表达式为

$$\tau = d^3\Delta\rho g/6\lambda(2r)^2 = d^3\Delta\rho g/24\lambda r^2 \quad (3.9\text{-}169)$$

将此式代入式（3.9-167），对其取 r 由 $d/2$ 至 $d_k/2$ 的定积分，并知在扰动区边缘上，即 $d_k/2$ 处的 v 值为零，还将式（3.9-163）的 d_k 值代入所运算的式子中。最后得出固态异相质点球在半固态合金中沉浮速度的数学式，即

$$v = (d/2)(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s})\{[\exp(-t/\theta_1)/\eta_2] + (1/\eta_1)\}(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s}) \quad (3.9\text{-}170)$$

当球体沉浮时间超过 $6\theta_1$ 以后，串联的开尔芬体流变性能影响可以忽略，因此 $\exp(-t/\theta_1)$ 的值已经很小，即上式中 $\exp(-t/\theta_1)/\eta_2$ 趋近于零。因而在异相质点球体等速沉浮时，它在半固态合金中的沉浮速度

$$v = (d/2\eta_1)(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s})^2 \quad (3.9\text{-}171)$$

由此式可见，半固态合金中密度与其不同的固态异相质点，如固态杂质、凝固过程中析出的晶粒或折断的枝晶颗粒等，它们的沉浮速度随其本身的尺寸、密度差值的增大而变大，但却随半固态合金的 η_1 和 τ_s 值的增大而变小。

当式（3.9-171）中后面括号内数值为零时，则异相质点的密度虽然与周围半固态合金流体的密度不同，即虽然 $\Delta\rho \neq 0$，但质点的沉浮速度仍然为零。如括号内的数值为负值，则会得出质点沉浮驱动力引起的切应力值小于半固态合金的屈服值时仍会出现质点沉浮的不合理结论。因此半固态合金中密度不同异相质点的沉浮条件为

$$(d\Delta\rho g/6\lambda) > \tau_s \quad (3.9\text{-}172)$$

或

$$d > 6\lambda\tau_s/\Delta\rho g \quad (3.9\text{-}173)$$

此式说明，密度不同质点在半固液态合金中出现沉浮现象时，如为球状，则其直径必须大于 $6\lambda\tau_s/\Delta\rho g$。$6\lambda\tau_s/\Delta\rho g$ 为沉浮球体的临界直径 d_0。由此可见质点在塑性流体中的沉浮与在牛顿体中有很大的差别。式（3.9-173）或 $d_0 = 6\lambda\tau_s/\Delta\rho g$ 应该也适用于有塑性铸造涂料中固相颗粒的沉降。

8.3.2 液态球和气泡在半固态合金中沉浮速度

在铸件凝固时，半固态合金中常有球体形状存在的熔渣球和不与合金主体共溶的合金组元液态球，也可能有球形的气泡，它们在半固态合金中的沉浮现象与固态球的沉浮有所不同，КурдюмовА.В. 提出液态球体在牛顿流体中沉浮时，在其球体内也会出现对流（见图 3.9-108），液态球体作斯托克斯沉浮时所遇阻力 F 的表达式为

$$F = 6\pi dv\eta'\left[(1+2\eta'/3\eta_0)/(1+\eta'/\eta_0)\right] \quad (3.9\text{-}174)$$

式中，d 为液态球的直径；v 为液态球的沉浮速度；η' 为液体球周围流体的黏度；η_0 为球内液态的黏度。

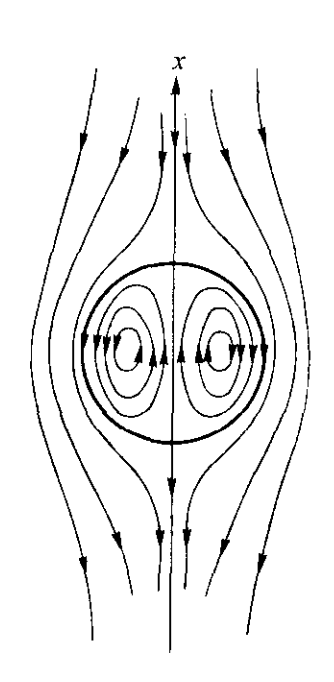


图 3.9-108 液态球在牛顿流体中沉浮的流线

而固态球体在牛顿流体中作斯托克斯沉浮时，其所遇阻力 F' 的表达式为

$$F' = 6\pi dv\eta' \quad (3.9\text{-}175)$$

比较此两式，可见液态球体沉浮所遇阻力比固态球大了 $[(1+2\eta'/3\eta_0)/(1+\eta'/\eta_0)]$ 倍，也可理解为液态球体在牛顿流体中沉浮时，由于球体内部的液体对流，使与其所处的流体黏度增加了 $[(1+2\eta'/3\eta_0)/(1+\eta'/\eta_0)]$ 倍。

同样，在考虑液态球体在流变性能为 $B-K$ 的半固态合金中沉浮时，半固态合金表观黏度也可视为增加了 $[(1+2\eta_{aBK}/3\eta_0)/(1+\eta_{aBK}/\eta_0)]$ 倍。据此推理，按照上节固体球在半固态合金中的沉浮速度数学推导过程，可得液态球体在半固态合金中的沉浮速度 v_y 的表达式

$$v_y = (d/2M)(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s})\{[\exp(-t/\theta_1)/\eta_2] + (1/\eta_1)\}(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s}) \quad (3.9\text{-}176a)$$

上式中 $M = (1+2\eta_{aBK}/3\eta_0)/(1+\eta_{aBK}/\eta_0)$

如果液态球体变为气泡，由于气体的黏度比液体黏度小得很多，也即 M 表达式中的 $\eta_0 \ll \eta_{aBK}$，则取 M 的极限值，可得 $M = 2/3$，将此值代入式（3.9-176a），可得气泡在半固

态合金中的沉浮速度 v_q 表达式

$$v_q = (3d/4)(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s})$$
$$\{[\exp(-t/\theta_1)/\eta_2] + (1/\eta_1)\}(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s}) \quad (3.9\text{-}176b)$$

如液态球和气泡在半固态合金中沉浮时间 $t \geq 6\theta_1$，则 exp（$-t/\theta_1$）值趋向很小，可考虑开尔芬体流变性能已不影响液态球和气泡的沉浮，此时可得

$$v_y = \frac{d}{2M\eta_1}(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s})^2 \quad (3.9\text{-}177)$$

$$v_q = \frac{3d}{4\eta_1}(\sqrt{d\Delta\rho g/6\lambda} - \sqrt{\tau_s})^2 \quad (3.9\text{-}178)$$

此两式与式（3.9-171）有相似的形式，因此铸件凝固时，熔渣球、不与合金共熔的合金组元液态球以及气泡在半固态合金的沉浮条件也是

$$\frac{d\Delta\rho g}{6\lambda} > \tau_s \quad (3.9\text{-}179)$$

或

$$d > \frac{6\lambda\tau_s}{\Delta\rho g} \quad (3.9\text{-}180)$$

由于气体对半固态合金的密度差值比熔渣、杂质等对半固态合金的密度差要大很多，所以气泡上浮的临界尺寸也会小很多。

李德富根据自己测得的 ZG310—570 和 ZCuSn10Pb5 合金在不同温度时的流变参数，计算得到 ZCuSn10Pb5 钢在 1 496℃ 和 1 493℃ 时气泡上浮的临界直径为 2.9 μm 和 24.3 μm，熔渣（设其密度为 $2.76\times10^3\,kg/m^3$）上浮的临界直径为3.46 μm 和 28 μm。

8.3.3　半固态合金中异相质点沉浮实验

在前述理论推导的基础上，李德富进行了半固态合金中异相质点沉浮现象的模拟实验。采用表 3.9-10 所示的 CMC + 黏土的浆料模拟半固态合金，用钢珠模拟异相质点，实验设置示于图 3.9-109。在此装置上，容器 9 内盛装模拟流体 7，模拟异向质点的钢珠 8 浸泡在模拟流体 7 中，在其上部有细钢丝作导向杆，一方用它控制钢珠的垂直运动方向，又可利用杆上标记 4 显示钢珠在模拟液体中下沉的距离，利用秒表记时，便可折算得到钢珠的下沉速度。配重球 1 是用来调节钢珠 8 的密度的。因此，模拟异相质点的钢珠的密度 ρ_g 为

$$\rho_g = (m_g + m_p + m_s)/V_g \quad (3.9\text{-}181)$$

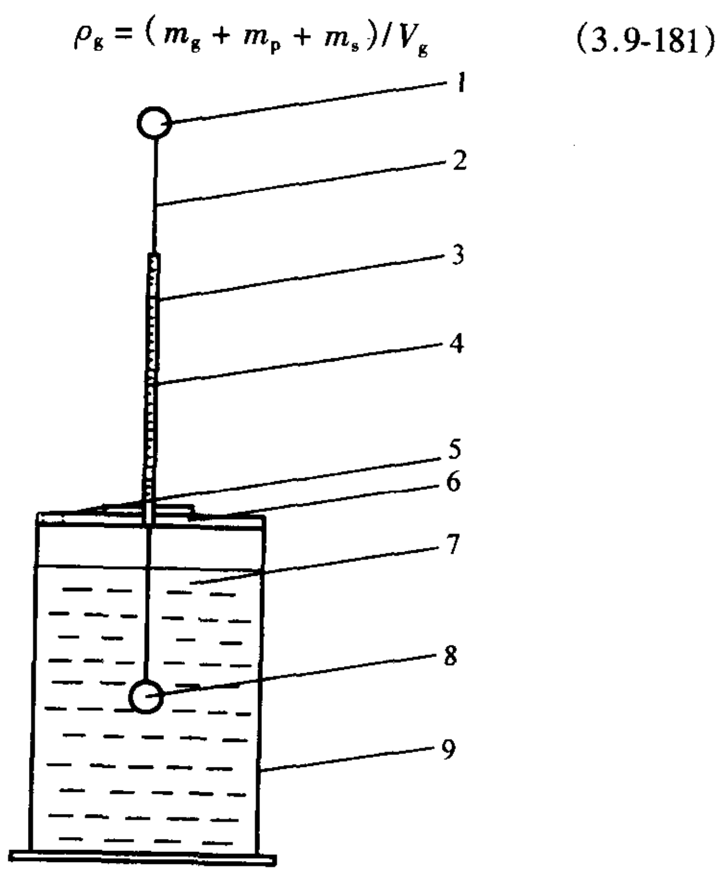


图 3.9-109　半固态合金中异相质点沉浮的模拟试验装置示意图
1—配重球；2—导向杆；3—导向管；4—标记；5—窥视孔；6—上盖；7—模拟流体；8—钢珠；9—容器

式中，m_g、m_p、m_s 为钢珠、配重球、导向杆的质量；V_g 为钢珠体积。

试验中发现，确如理论推导的那样有异相质点在具有塑性的半固态合金中不沉不浮的现象，为此根据临界状态时，$d_0 = \frac{6\lambda\tau_s}{\Delta\rho g}$ 的关系，测量了钢珠不同直径 d_0 时的 $\Delta\rho$ 值。图 3.9-110 示出了 $d_0 - \Delta\rho$ 的关系曲线。

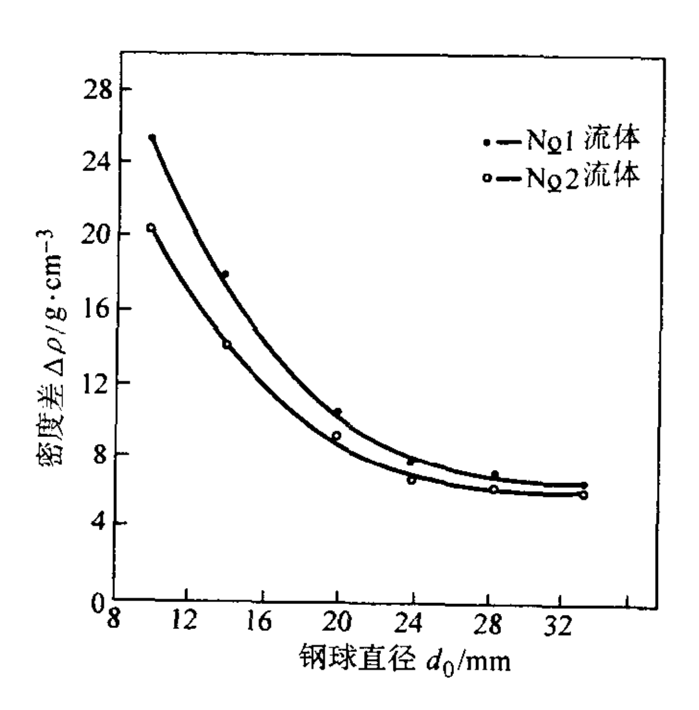


图 3.9-110　临界状态下流体和钢珠密度差 $\Delta\rho$ 与钢珠直径 d_0 的关系

从曲线所呈现的双曲线形状表明符合 $d_0 = \frac{6\lambda\tau_s}{\Delta\rho g}$ 所示的规律。将试验中各点的有关数据代入此式，计算得到的系数 λ 值为 1.028 ~ 1.461，这证明希辛柯 P.И. 所述的 $\lambda = 1 \sim 1.5$ 是正确的。此一数据也可用于半固态合金中异相质点的沉浮现象研究中。

李德富还测定了钢珠下沉速度随下沉时间的变化（见图 3.9-111），发现下沉开始时，有一段速度减小时段，而后趋于稳定。这与下沉开始之初，钢珠周围扰动区没有全部形成，因而下沉阻力较小，而后随着钢珠下沉深度的增加，扰动区逐步形成，阻力增大达到稳定状态有关。此外，钢珠开始下沉之初，流体流变性能中串联的开尔芬体还起作用，它有助于流体表观黏度的降低，也将促使钢珠下沉速度变大。而后开尔芬体的作用消失，流体表观黏度由宾汉体决定，其值增大，使钢珠下沉速度变慢。

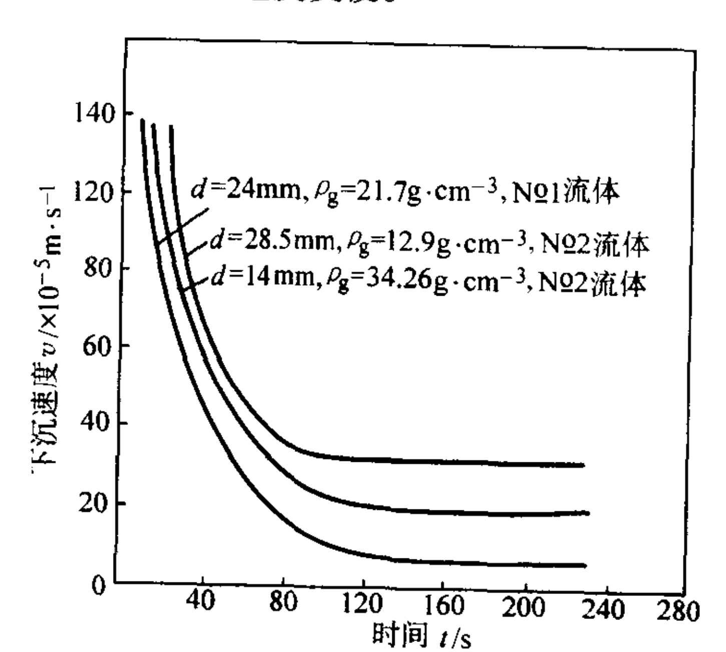


图 3.9-111　钢珠下沉速度随时间的变化曲线
d—钢珠直径；ρ_g—钢珠折算密度

李德富还测量了不同钢珠与流体密度差 $\Delta\rho$ 时的钢珠下沉速度变化，以及不同 $\Delta\rho$ 时钢珠直径与下沉速度的关系。图 3.9-112、图 3.9-113 示出了这两个关系的曲线。

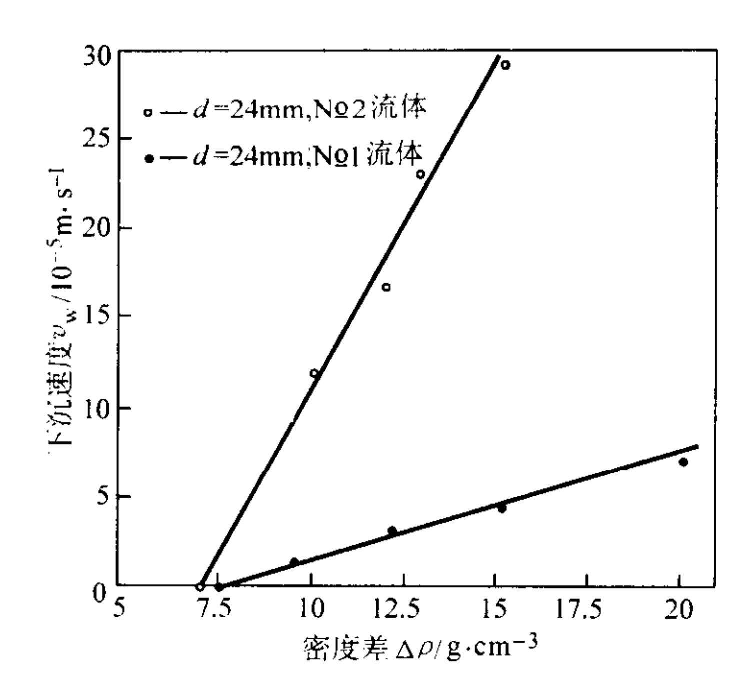


图 3.9-112　密度差 $\Delta\rho$ 与钢珠稳态下沉速度 v_w 的关系

由图 3.9-112 可见，钢珠的稳态下沉速度 v_w 与它与流体的密度差成线性正比关系，并在 τ_s 较大的流体中下沉得较慢，这些都符合式（3.9-70）、式（3.9-177）和式（3.9-178）所显示的规律。两条斜线与横坐标的交点表明在钢珠直径和流体流变参数一定时，钢珠开始下沉所需要的最小密度差值，这又一次显示了塑性流体中的质点沉浮现象的特征。而且在 τ_s 值大的流体中，所需的最小密度差 $\Delta\rho$ 值也较大。由此可以推论，铸件凝固过程中，随着半固态合金温度的降低，异相质点的沉浮速度会相应变小，异相质点进行沉浮所需的质点与半固态合金间的最小密度差也要变大，因而同一合金中气泡上浮速度最快，同样的渣球在密度大的合金中上浮速度便较快。由此也可推论为何在轻合金中容易产生气孔、夹渣等缺陷。

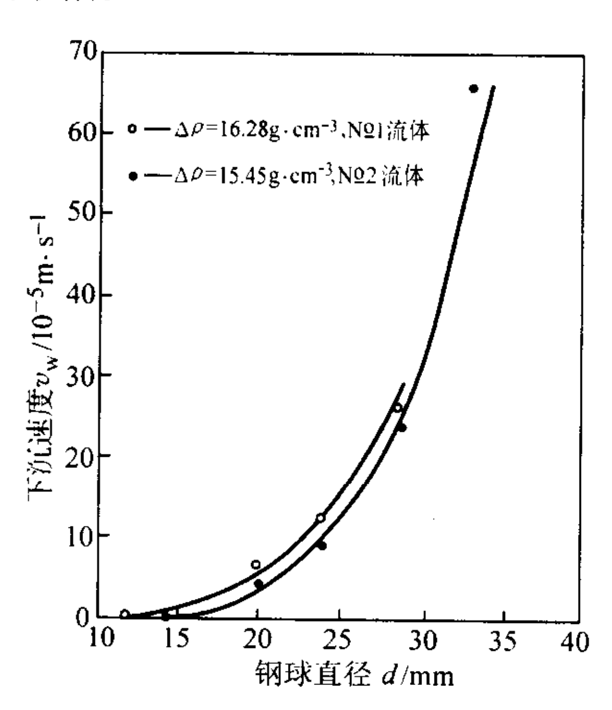


图 3.9-113　钢珠直径与钢珠下沉速度关系

由式（3.9-171）、式（3.9-177）和式（3.9-178）可知半固态合金中异相质点直径与其沉浮速度成抛物线的关系，图 3.9-113 上的曲线刚好呈现抛物线的形状。此两曲线与横坐标的交点就是当时试验条件下的钢珠沉浮临界直径 d_0，各为 12 mm 和 14.5 mm。

李德富还把No1 和No2 流体的流变参数 τ_s、η_1 的参数代入式（3.9-171），对No1，流体取 $\lambda=1.35$，对No2 流体取 $\lambda=1.41$，最后得

$$v_{No1}=(d/121\ 950)(\sqrt{\Delta\rho dg/8.1}-5.83)^2 \quad (3.9\text{-}182)$$

$$v_{No2}=(d/27\ 600)(\sqrt{\Delta\rho dg/8.46}-5.09)^2 \quad (3.9\text{-}183)$$

将前面对No1 和No2 流体的试验数据，分别对应地与上述两个式子的理论计算数据对比，发现试验数据都很接近理论值，这进一步证明前两节对异相质点在具 $B-K$ 流变性能的流体中的理论推导是正确的。

上述的研究结果表明，铸件凝固过程中，如其中出现析出性气泡，存有密度与合金不同的渣球、杂质颗粒，与合金主体不共溶的组元质点等异相质点，如果它们的尺寸不超过临界尺寸，它们就不会在合金中沉浮，留在原处，因此半固态合金的塑性会促使分散性小气孔在铸件中的存在，降低铸件致密度；使铸件中存有分散的小夹渣、夹杂，降低了铸件组织的纯洁度，削弱铸件的力学性能；但是合金的塑性却可阻碍重力偏析的形成，促使铸件性能均匀一致。对于尺寸大于临界尺寸的异相质点，固然它们能在半固态合金中沉浮，但由于合金塑性的阻碍作用［见式（3.9-171）、式（3.9-177）、式（3.9-178）］，其沉浮速度也会比在牛顿流体中的小。因此也可对从密度较大游离晶沉淀的观点出发所提出的合金中等轴晶形成理论提出疑点，即固相游离晶的密度不会比尚是液态的合金大得很多，如果考虑到半固态合金塑性的阻碍异相质点沉浮的作用，凝固中的铸件中是很难出现由游离晶沉降而形成的等轴晶的。消除重力偏析时常用的加强铸件凝固时的冷却方法，一方面固然可以促使铸件加快凝固，不让合金的不共溶组元具有足够的沉浮时间，以防止偏析的形成；另一方面，铸件凝固时的快速冷却也会使尚是流态的半固态合金的流变参数急剧变大，其中塑性 τ_s 值和黏度 η 值的增大，都会使不共溶组元的沉浮受到更大的阻碍，进一步防止重力偏析的形成。

9　其他铸造中的流变学问题

除了前面已经叙述过的人们作过较多研究的铸造流变行为外，在熔模模料、熔融酚醛树脂、聚苯乙烯泡沫塑料、多孔固体等的流变性能方面也发表了一些研究结果，下面择其要者进行叙述。

9.1　熔模模料的流变性能

ЛакеевA.C. 曾对制熔模用模料的流变性能进行过详细的测定和研究，可能由于这些工作是在模料流变性能研究方面的早期工作，其主要研究重点集中在测量不同组成模料的黏度随温度的变化方面。该文献认为，模料大多数由各种类型的碳氢化合物组成，在制模状态时它是一种溶胶类分散体系，其中分散相为石蜡、地蜡、褐煤蜡、硬脂酸等的小晶粒，而分散介质为上述物质中的低熔点组分。分散介质处于这些小胶粒的周围，分散相颗粒之间作用有范德华分子力，可使整个系统中形成不规则的三维结构网，也可把它称为凝聚结构。在流变时，此结构会受破坏，但此后能自动恢复自己的强度。胶粒之间的作用力使体系出现弹性，而这种作用力与分散介质一起又使凝聚结构出现黏塑性。蜡基模料还有明显的蠕变性，在空间结构不明显破坏情况下，逐步呈现较大的残余变形。

ЛакеевA.C. 利用图 3.9-34 所示的 AKB-2 型自动化毛细管黏度计，对石蜡、硬脂酸各占一半质量的模料进行了 $\dot{\gamma}$-τ 流变曲线的测量，得到了如图 3.9-22 所示的曲线，这些曲线是典型的宾汉体流变曲线，因此该文献明确地提出蜡基模料具有宾汉体那样的流变性能。

ЛакеевA.C. 还测量了石蜡、硬脂酸模料的黏度随温度变化的曲线（图 3.9-114），由此曲线可见，当温度较低时，模料的黏度变化很剧烈，在黏度剧烈变化的温度范围内压制熔模，由于模料在压型中流动降温过程中黏度增高很快，会使熔模的压制工艺不稳定，而使熔模的质量发生很大波动。可是在模料温度稍高时，如大于 42℃，模料黏度随温度的变化较为平缓，这可使压制熔模时，模料的温度下降不会给模料的充型流动造成较大的影响，易于稳定熔模的压制工

艺。可是较高的模料工作温度又会使熔模上产生像缩陷等一类收缩缺陷。因此，从降低模料在压型中的收缩，同时还使压制熔模工艺容易控制出发，应选比模料黏度变化曲线上由陡峭部分向平缓部分转折区间上的对应温度，即42～43℃作为模料的工作温度较为合适。此时模料的黏度为1～2 Pa·s，其上屈服值（或称静切值）为（22～35）$\times 10^{-2}$ Pa，而表观屈服值为（42～55）$\times 10^{-2}$ Pa。

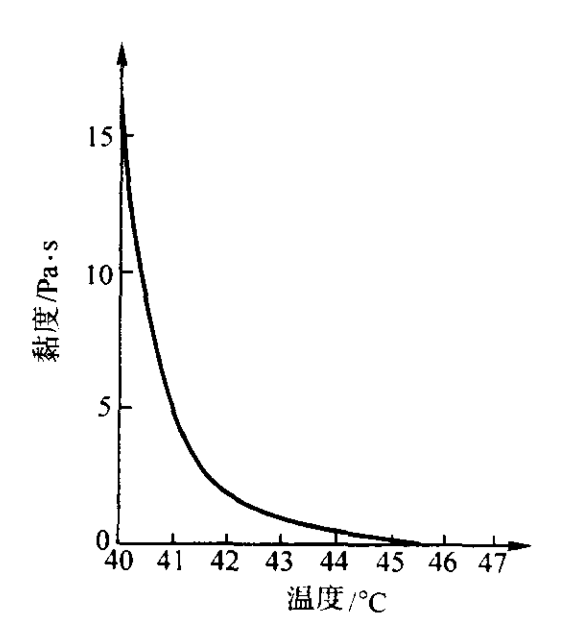


图3.9-114　石蜡－硬脂酸各50%模料的黏度与温度关系

ЛакеевА.С.对蜡基模料的各种配方（原材料为石蜡、硬脂酸、地蜡、褐煤蜡、泥煤蜡、工业凡士林等）模料的流变性能研究表明，模料的合适工作温度一般比模料全部熔完时的温度低约20%。

测试结果表明，增加模料中的低熔点成分，会使模料在工作温度时含有较多的分散介质，这会促使难熔成分的颗粒解凝，颗粒间联结力变弱，模料的黏度和屈服值相应降低，模料凝固后的力学性能更多地依赖于易熔成分质点间的联结力。但这种易熔成分的作用只有在含量较高时才能表现出来，而当其含量较低时，易熔成分的增加反而会使模料黏度提高、屈服值增大，这主要与易熔成分会使模料的工作温度下降有关。图3.9-115示出了石蜡－褐煤蜡和石蜡－硬脂酸模料的黏度和屈服值与成分组成的关系，由此图a可见，在工作温度情况下，石蜡－褐煤蜡模料在熔点较低（55℃）的w（石蜡）≤25%时，模料的黏度随石蜡含量增大而上升，当w（石蜡）≥25%以后，模料黏度随石蜡含量的增大而下降。相应地由图b可见，表观屈服值也有相似的变化规律。可是石蜡－硬脂酸模料则表现有相反的规律（见图3.9-115中曲线2），在石蜡和硬脂酸各占一半的成分附近，出现了黏度和表观屈服点的最小值，所以在生产中所用的石蜡－硬脂酸模料主要为这种组成。这种现象主要与模料的结构有关，因为石蜡和硬脂酸都是脂肪族碳氢化合物，石蜡在硬脂酸作用下形成须发状结构，石蜡含量较多时，须发的尺寸可达0.05～0.1 mm，而在w（石蜡）≈50%时，须发尺寸可减小至0.02～0.03 mm。w（硬脂酸）>50%时，会产生小的等轴晶粒，配合着石蜡须发尺寸的增大，两者之间的桥联更为紧密，从而使模料黏度和表观屈服值增大。当硬脂酸含量占大多数（如质量分数为75%）时，会出现硬脂酸的羽毛状粗大结构，模料的流变参数值便增加得更大。只有在石蜡、硬脂酸质量分数各占50%的模料中，它们才具有最均匀和细小的颗粒组织，因而黏度和屈服值最小，具有较好的流动性充填压型型腔。

柴增田等研究了质量组成（质量分数）为石蜡30%、硬脂酸30%、松香30%和地蜡10%的模料的流变性能，认为此种模料的流变性能符合幂律法则，用毛细管流变仪测得

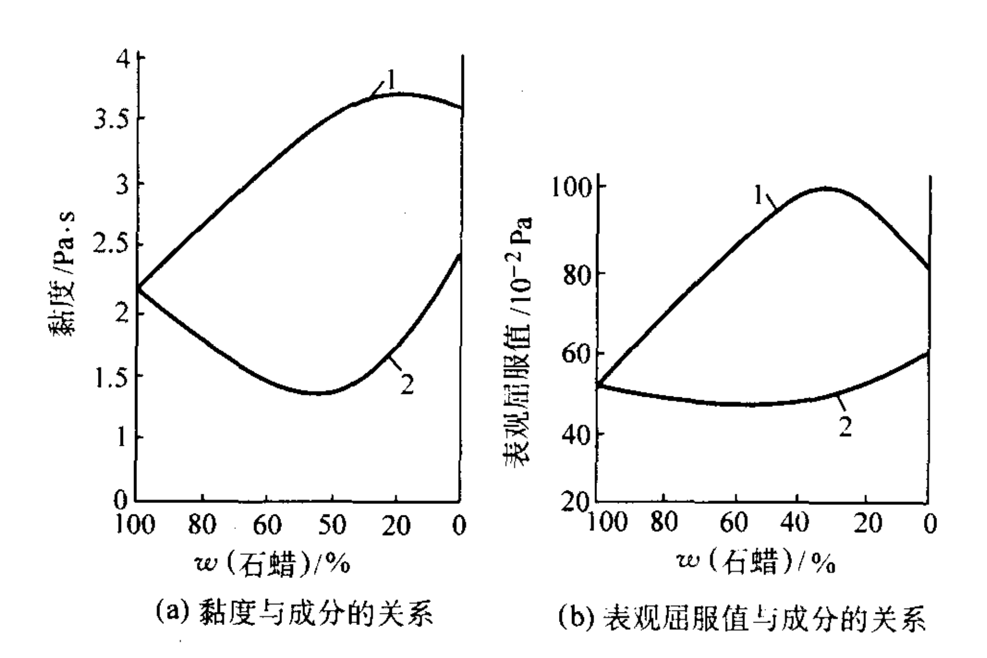


图3.9-115　石蜡－褐煤蜡和石蜡－硬脂酸模料的黏度和表观屈服值与它们成分的关系曲线

1—石蜡－褐煤蜡模料；2—石蜡－硬脂酸模料

的模料流变性能呈现有假塑性的特征。在不同的切变速率$\dot{\gamma}$范围，黏度变化有不同的敏感程度，一般在小的切变速率情况下，黏度变化较为剧烈，如模料温度为50℃时，模料的表观黏度在$\dot{\gamma}<1\,000\ s^{-1}$条件下，对$\dot{\gamma}$较敏感，变化较剧烈。因此提出应选择$\eta_a-\dot{\gamma}$流变曲线上较平坦线段的$\dot{\gamma}$确定注蜡工艺，使模料充填压型时，型腔通道中模料流动速度的变化不会引起模料本身黏度出现剧烈波动，从而使熔模成形较易，工艺不难控制，熔模表面良好，内应力低，收缩均匀。如对由石蜡、硬脂酸、松香和地蜡以3:3:3:1质量比组成的模料，决定其工作温度为50℃时，则在压注蜡口直径设计、注蜡压力选择等工艺设计方面，应尽可能保证模料的流动切变速率大于$\dot{\gamma}=1\,000\ s^{-1}$，以保证获得高品质的熔模。

由上可知，决定熔模压注工艺时，应很好注意模料的流变性能特点，在考虑模料工作温度时，应注意选择η_a-T曲线上转折段的温度范围；在决定压注熔模工艺时，应注意使模料在压型中的流速满足$\dot{\gamma}$值处于$\eta_a-\dot{\gamma}$曲线的平缓区的条件。

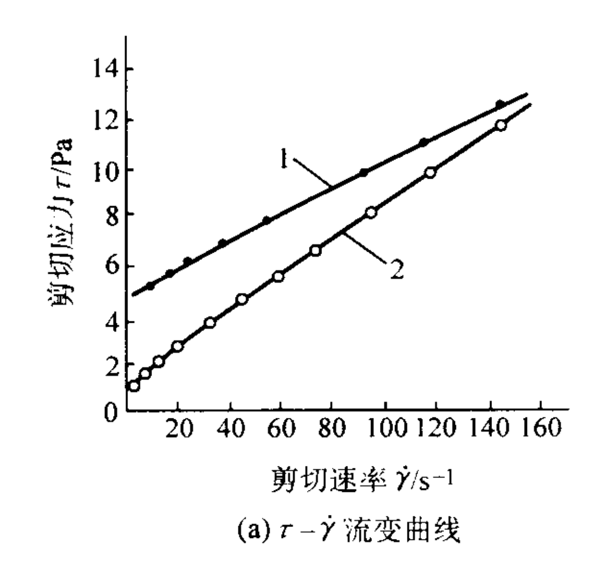
9.2　熔融酚醛树脂的流变性能

制造壳型、壳芯的覆膜砂上的酚醛树脂膜，经常是采用加热的方法，在树脂呈熔融状态时，采用和砂子搅拌的方式覆盖而成的，因此熔融状态酚醛树脂的流变性能对覆膜砂的覆膜质量有较大的影响。戴斌煜专门对国产665型树脂和日本PR－508278树脂在90℃时的流变性能，用NXS－11型转筒式黏度计进行了测试。665型树脂的相对分子质量为359.7，而PR－508278的相对分子质量为309.1。测量的$\tau-\dot{\gamma}$和$\eta_a-\dot{\gamma}$曲线示于图3.9-116。

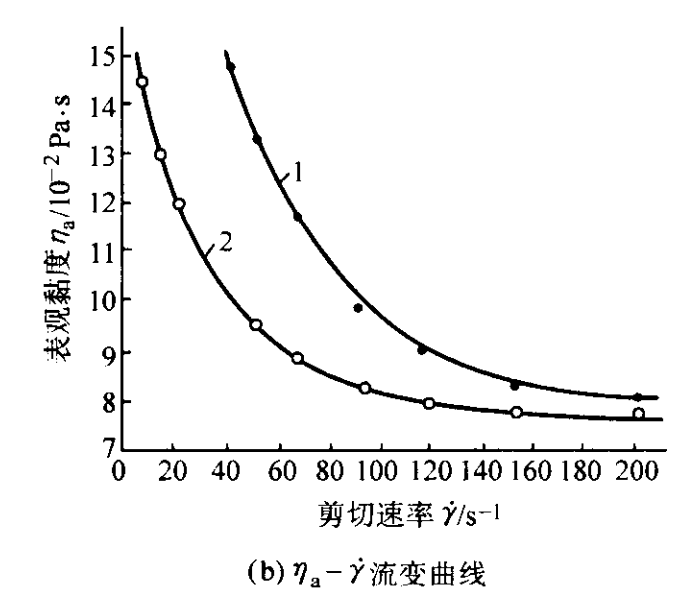
由图a可知，两种树脂的曲线都不经过坐标的原点，而与纵坐标有交点，因此它们都具有屈服值，665树脂的屈服值为4.48 Pa，PR-508278树脂的$\tau_s=0.6$ Pa。由图b可见，两种树脂都具有假塑性，该文献认为这种假塑性表明酚醛树脂的流变性能应附合幂律法则。结合前述酚醛树脂有屈服值的特点，故其本构方程应具有下述形式

$$\tau=\tau_s+K\dot{\gamma}^n \qquad (3.9\text{-}184)$$

宝音通过对实验数据的运算，得到665型树脂的$n=0.54$，PR－508278树脂的$n=0.68$。并认为对同一种树脂，相对分子质量较高者，会表现出更明显的非牛顿流体行为；在平均相对分子质量相同时，树脂熔体的黏度随相对分子质量分布增宽而迅速下降，其流变行为表现出更多的非牛顿体特征。



(a) $\tau-\dot{\gamma}$ 流变曲线



(b) $\eta_a-\dot{\gamma}$ 流变曲线

图 3.9-116 熔融酚醛树脂的流变曲线

1—国产665型树脂；2—日本RP-508278树脂

利用熔融树脂的假塑性，增强在覆膜时的剪切和摩擦作用，降低树脂的黏度，使树脂的流动性和润湿性得到进一步改善，来提高覆膜砂的强度。

制壳型翻斗时，会出现仍处于热塑状态尚未硬化的部分壳型从已硬化壳型部分脱离掉落，选用 τ_s 值大的树脂可防止这种现象，但具有大 τ_s 值的树脂往往相对分子质量也大，流动性差，常会使制成的覆膜砂覆膜质量变差，降低壳型、壳芯强度。此时可选用同一平均相对分子质量，但相对分子质量分布较宽的树脂；或在保证平均分子量前提下，把不同相对分子质量的树脂按适当比例混合来提高覆膜砂的质量和抗脱壳性。

9.3 泡沫聚苯乙烯的流变性能

消失模铸造时，常用泡沫聚苯乙烯为原料制造模样。泡沫聚苯乙烯在制模过程中的成形、粘接时，以及泡沫聚苯乙烯模样在制型过程中的挂涂料和填砂振实造型时，常易受外力作用而变形，使制得的铸件出现缺陷。宝音等用自制的 $\varepsilon-t$ 流变性能测试仪和应力松弛测试装置研究了泡沫聚苯乙烯的流变性能。图3.9-117示出了此两装置的结构示意。

试样尺寸为25 mm×25 mm×30 mm的立方体，试样的密度分别为0.016 g/cm³、0.018 g/cm³ 和0.029 g/cm³。在 $\varepsilon-t$ 流变性能测试仪上，通过改变加载斗内的载荷量测量大载荷和小载荷时，试样在定压应力 σ 作用下，其变形率（应变 ε）随时间 t 的变化，然后瞬时卸载，记录应变随时间的变化。在应力松弛测试装置上，先给试样加压，使发生一定的应变，然后在应变保持不变情况下，由压力传感器测出试样内应力的变化。

由式（3.9-185）知

$$\tau=(\sigma_1-\sigma_2)/2 \tag{3.9-185}$$

故可把泡沫聚苯乙烯受压时的压应力转变为切应力。在此情况下 $\sigma_2=0$，所以

$$\tau=\sigma_1/2 \tag{3.9-186}$$

$$\gamma=\varepsilon \tag{3.9-187}$$

测得的大载荷和小载荷情况下和卸载后试样的 $\gamma-t$ 曲线示于图3.9-118。由此两曲线可见，在加载和卸载瞬间，都有即时应变 γ_0，这表明泡沫聚苯乙烯流变性能中有虎克体成分。由小载荷时的稳定蠕变，可知泡沫聚苯乙烯流变性能中有串联的成分。实际上小载荷下的 $\gamma-t$ 有载、卸载流变曲线就是典型的麦克斯韦体流变曲线。由大载荷时的 $\gamma-t$ 曲线上卸载后的曲线形状可见有弹性后效现象，而这现象在小载荷曲线上没有出现，由此可断言在泡沫聚苯乙烯的流变性能中有开尔芬体并联圣维南体的成分。最后确定泡沫聚苯乙烯的流变性能机械模型为（H－N）－（H|N|S）＝M－(K|S)❶。由图3.9-119的应力松弛流变曲线也证明了此一机械模型的正确性。

宝音等根据此机械模型，推导得到泡沫聚苯乙烯的本构方程式为

$$\tau=\eta_M\dot{\gamma}_C+(\tau_0-\eta_M\dot{\gamma}_C)\exp(-t/\theta_M) \qquad \tau\leqslant\tau_s \tag{3.9-188}$$

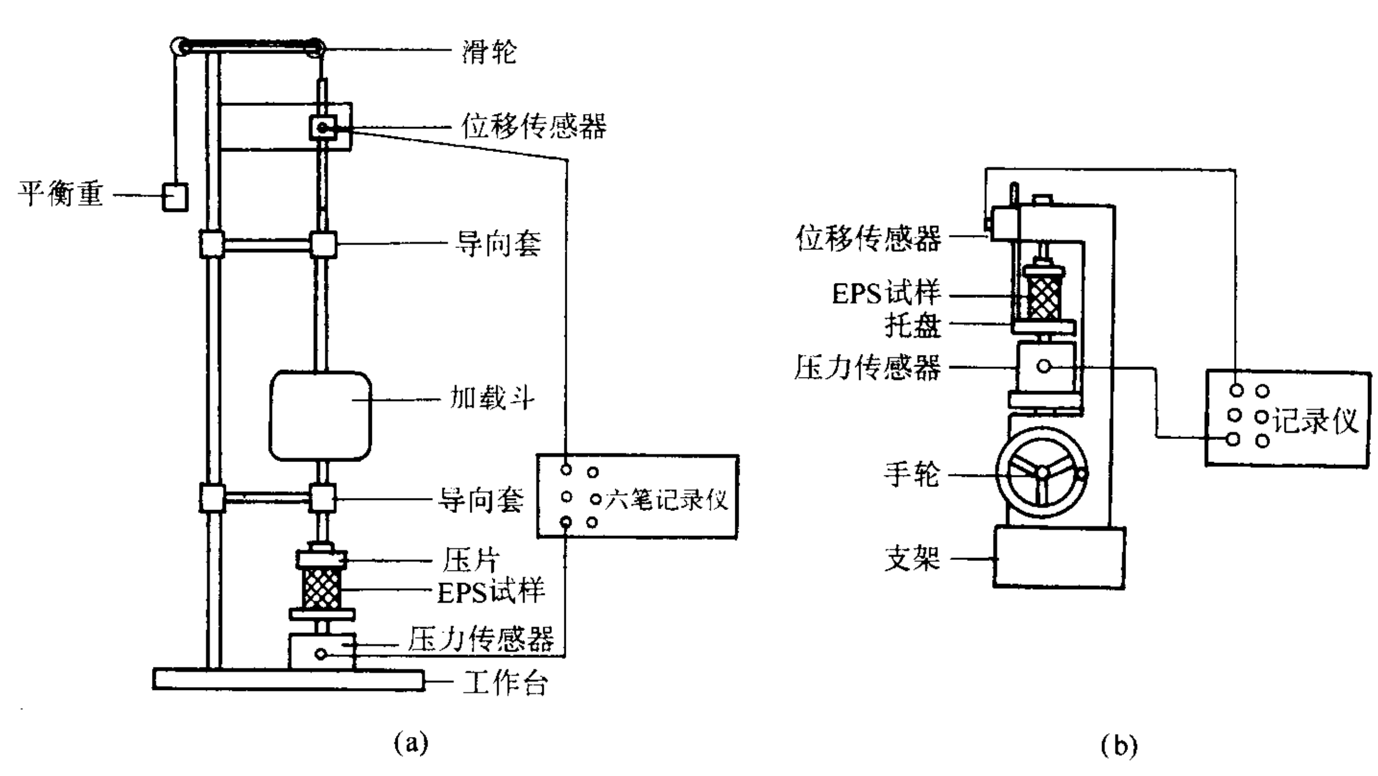
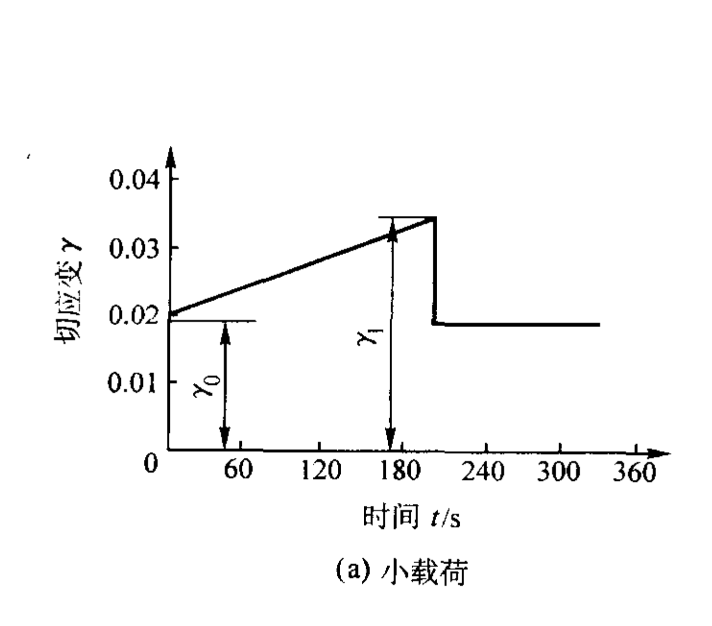
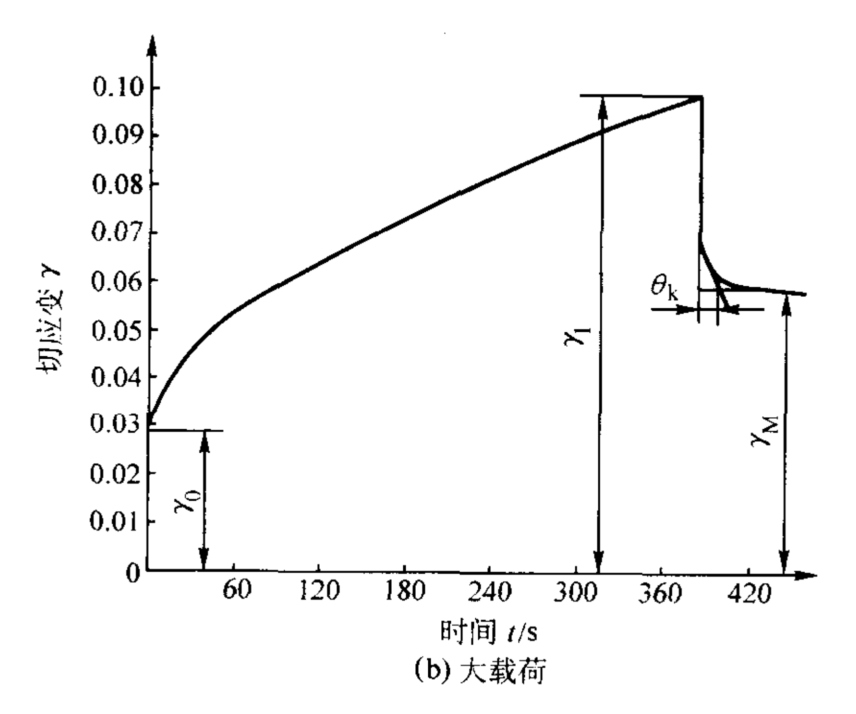


图 3.9-117 泡沫聚苯乙烯的 $\varepsilon-t$ 流变性能测试仪（a）和应力松弛测试装置（b）

❶ 也有资料认为聚合物流变性能的机械模型为 M－K。



(a) 小载荷



(b) 大载荷

图 3.9-118　泡沫聚苯乙烯受不变压力时的 $\gamma-t$ 流变曲线

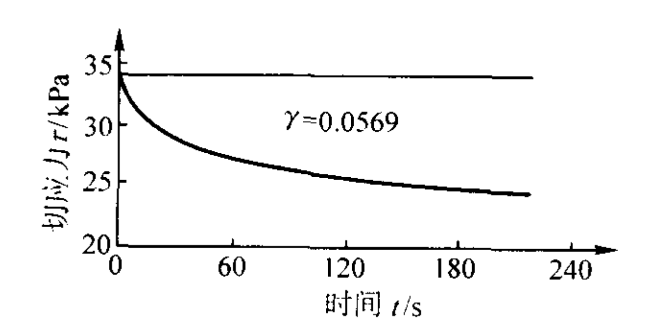


图 3.9-119　泡沫聚苯乙烯的应力松弛曲线

$$\gamma_{EPC}=\gamma_M+\gamma_K=[(\tau/G_M)+(\tau/\eta_M)]+\{[(\tau-\tau_s)/\eta_K]-G_K\exp[-G_K(t-t_0)/\eta_K][\gamma_{0K}+\int_{t_0}^{t}(\tau-\tau_s)\exp(G_K/\eta_K)dt]\}\quad \tau>\tau_s \tag{3.9-189}$$

式中，η_M、η_K 为麦克斯韦体和开尔芬体中牛顿体的黏度；γ_C 为 $\tau\leqslant\tau_s$ 时的稳定应变速率；θ_M 为麦克斯韦体的松弛时间；τ_0 为初始时间 t_0 时的切应力；γ_{0K}为初始时间 t_0 时开尔芬体的初始应变；G_K、G_M 为开尔芬体和麦克斯韦体中虎克体的弹性模量。

若 $t_0=0$、$\tau=\text{const}=\tau_C$，则泡沫聚苯乙烯流变性能的本构方程为

$$\gamma=\gamma_0+(\tau_C/\eta_M)t\quad \tau\leqslant\tau_s \tag{3.9-190}$$

$$\gamma=\gamma_0+(\tau_C/\eta_M)t+\{[(\tau_C-\tau_s)/\eta_K]-\gamma_{0K}\}\cdot[1-\exp(-G_K/\eta_K)t]\quad \tau>\tau_s \tag{3.9-191}$$

宝音等还用 $\varepsilon-t$ 流变性能测试仪测量了泡沫聚苯乙烯的τ_s。采用间歇瞬时加载法，逐渐加载到出现不稳定蠕变为止，此时的切应力即为 τ_s 值。麦克斯韦体的 η_M 和 G_M 值是根据小载荷 $\gamma-t$ 曲线上的试验数据计算，因 $G_M=\tau_C/\gamma_0$，$\eta_M=\tau_C t_1/(\gamma_1-\gamma_0)$（见图 3.9-118a）。而开尔芬体的 G_K 和 η_K 则可根据 $\tau_C>\tau_s$ 时所得的大载荷 $\gamma-t$ 曲线得到（见图 3.9-118b）：

$$G_K=(\tau_C-\tau_s)/(\gamma_1-\gamma_0-\gamma_M) \tag{3.9-192}$$

$$\eta_K=G_K\theta_K \tag{3.9-193}$$

式中，θ_K 为开尔芬体的后效时间。

最后得到的三种密度泡沫聚苯乙烯的流变参数示于表 3.9-13。

由泡沫聚苯乙烯流变性能特征可知，由于 η_M 值较大，在模样制造和操作时，当 $\tau<\tau_S$ 时，模样主要变形为弹性变形。$\tau>\tau_s$ 或外力较大时，应尽可能缩短操作时间，防止模样出现较大残余变形。采用高密度聚苯乙烯，可减少变形。

表 3.9-13　泡沫聚苯乙烯的流变性能

密度/g·cm^{-3}	τ_s/kPa	η_k/MPa·s	G_K/MPa	η_M/MPa·s	η_K/MPa·s
0.016	24.022	9.13	0.487	229	9.13
0.018	32.087 3	12.7	0.678	377	0.678
0.029	54.363	30.8	1.64	757	1.64

9.4　不致密铸件的流变性能

由于铸造生产的特点，铸件组织常会出现不致密的情况，如微观分散孔洞、夹渣、夹杂。灰铸铁本身就是带有许多分散的，起空洞作用的石墨颗粒的金属。不少金属在凝固后，其基体上常会析出另一种流变性能的小质点或在基体上分布有不共溶的其他组元的质点。组织不致密、不均匀铸件的流变性能，自然会由于各种不致密的原因而发生变化。

一般室温下的铸件金属，当所受应力小于屈服值时，它们都可被视为弹性体。弹性体流变性能的主要参数就是它的弹性模量 G 和体积弹性模量K。流变学研究工作者曾专门对不致密弹性体中出现的不致密因素对弹性体的 G 和 K 的影响进行了研究，他们的研究结果可供铸造工作者参考。

（1）弹性体中具有分散的球形空洞

梅开齐（Mackenzie J.K.）曾在 1950 年，提出了有关弹性体中具有球形空洞时的切变模量 G 和体积弹性模量 K 的修正公式，其形式为

$$G^*=G_1/G=1-[15(1-\nu)\varphi_1/(7-5\nu)] \tag{3.9-194}$$

$$K^*=K_1/K=1-[3(1-\nu)\varphi_1/2(1-2\nu)] \tag{3.9-195}$$

式中，G_1^*、K_1^* 为具有空洞弹性体的相对切变模量和相对体积弹性模量；G_1、K_1 为具有空洞弹性体的切变模量和体积弹性模量；G、K 为密实弹性体的切变模量和体积弹性模量；ν 为泊松比；φ_1 为空洞体积分数,%。

由上两式可知，在弹性体中有分散空洞时，弹性体的切变模量和体积切变模量都将减小。此两式应适用于含有分散空洞铸件的情况。

（2）弹性体中含有分散的球形刚体

哈欣（HashinZ.）曾于 1955 年利用第 5 节中所述的爱因斯坦方法，推导得出了弹性体中含有分散球形刚体时，切变模量和体积弹性模量的修正式子，其形式为

$$G_2^*=G_2/G=1+[15(1-\nu)\varphi_2/2(4-5\nu)] \tag{3.9-196}$$

$$K_2^*=K_2/K=1+[3(1-\nu)\varphi_2/(1+\nu)] \tag{3.9-197}$$

式中，G_2^*、K_2^* 为含有分散球形刚体弹性体的相对切变模量和相对体积切变模量；G_2、K_2 为含有分散球形刚体切变体的切变模量和体积弹性模量；ϕ_2 分散球形刚体所占的体

积分数,%。

由此两式可知，含有分散刚体的弹性体的切变模量和体积弹性模量都比弹性体本身的相应模量大。夹有砂粒、渣粒的铸件情况与此两式的推导条件相似，因为砂粒、渣粒都不易变形，与铸件本身金属的流变性能比较，它们可视为不能变形的刚体。

(3) 弹性体中含有分散的球形弹性体

哈欣同样推导得到了，弹性体中含有分散弹性体颗粒时，切变模量和体积弹性模量的修正公式：

$$G_3^* = G_3/G = 1 - \{15(1-\nu)\varphi_3(1-G_p/G)/[7-5\nu+2(4-5\nu)G_p/G]\} \quad (3.9\text{-}198)$$

$$K_3^* = K_3/K = 1 - \{3(1-\nu)\varphi_3(1-K_p/K)/[2(1-2\nu)+(1+\nu)K_p/K]\} \quad (3.9\text{-}199)$$

式中，G_3^*、K_3^* 为含有分散弹性球体的弹性体的相对切变模量和相对体积弹性模量；G_3、K_3 为含有分散弹性球体的弹性体的切变模量和体积弹性模量；G_p、K_p 为分散弹性球体的切变模量和体积弹性模量；φ_3 为分散弹性球体占有的体积分数,%。

如把此两式中的 G_p 和 K_p 值都取无穷大，即分散颗粒成为不可变形的刚体，则此两式相应地成为式（3.9-196）和式（3.9-197）。如分散相的模量 G_p、K_p 大于基体的模量 G、K，则整个体系的模量增大，否则相反。式（3.9-198）和式（3.9-199）的条件与铸件基体中含有析出异相质点或偏析组元颗粒的情况相似。

需提醒注意的是，本节中列出的切变模量和体积弹性模量的修正式，都只适用于分散相含量较少的情况，即分散相颗粒之间不会产生相互作用。因为分散相含量少，分散相颗粒间的距离就大，因此在计算体系中各组成相的能量时，分散相颗粒的形状已没有影响了。相反，如果颗粒间距离较近，则颗粒理想球状的歪曲都会具有大的影响。

编写：林柏年（哈尔滨工业大学）

参考文献

1 Kim j.M., Loper C.R., Jr. Effect of Solidification on Fluidity of Al－Si Casting Alloys. AFS Trans. 1995, 8: 521～529

2 陶东平著．液态合金和熔融炉渣的性质．云南：云南科技出版社，1997

3 李辉．液态金属微观结构演化及其遗传性研究：[学位论文]．济南：山东工业大学，1999

4 田学雷．有关金属液－固态结构相关性若干问题的研究：[学位论文]．济南：山东工业大学，1999

5 中国机械工程学会铸造专业学会编．铸造手册：第5卷铸造工艺．北京：机械工业出版社，1994

6 周尧和，胡壮麒，介万奇编著．凝固技术．北京：机械工业出版社，1998

7 胡汉起主编．金属凝固原理．第2版．北京：机械工业出版社．2000

8 陈平昌，朱六妹，李赞主编．材料成形原理．北京：机械工业出版社，2001

9 Y C Liu, G C Yang, T Wang, D S Xu, Q Y Xu, Y H Zhou, Growth mode of decagonal quasicrestal phase in laset resolidified $Al_{72}Ni_{12}Co_{16}$ alloy, J Crystal Growth, 207 (4), 1999: 292

10 刘永长，快速凝固 Ti－Al 包晶合金的相选择与控制：[学位论文]．西安：西北工业大学，2000

11 王猛，Zn－Cu 包晶合金定向凝固组织及相选择：[学位论文]．西安：西北工业大学，2002

12 H W Kerr, W Kurz, Solidification of peritectic alloys, Inter Mater Rev, 41 (4), 1996: 129

13 李明军，深过冷 Fe－Co 合金中的亚稳相及其凝固行为：[学位论文]．西安：西北工业大学，1999

14 Y C Liu, X F Guo, J H Yang, Y H Zhou, Decagonal quasicrystal quasicrystal growth in the undercooled $Al_{72}Ni_{12}Co_{16}$ alloy, J Crystal Growth, 2000, 209 (4) 963

15 刘源．Al－In 难混溶合金液相分离机制及其快速凝固：[学位论文]．哈尔滨：哈尔滨工业大学，2001

16 坚增运．净化和熔体温度处理对铝合金凝固组织和性能的影响：[学位论文]．西安：西北工业大学，1995

17 Daming Xu, Qingchun Li and Robert D. Pehlke. Grain of casting alloys by a melting control technique. Int. J. Cast Metals Res. 1996, 9, 187～193

18 Chen Q, Ravindran C. Effects of Hydrogen Content and Solidification Time on Porosity Formation in LFCs of A356 Alloy－A Semi－Empirical Model. AFS Transaction, 2000, 37: 297～303

19 Piwonka T.S. Shrinkage－Related Porosity in Steel Castings: A State－of－Art Review. AFS Transaction, 2002, 113: 1257～1271

20 Caceres C.H, Selling B.I. Casting Defects and the Tensile Properties of an Al－Si－Mg Alloy. Mater. Sci. Eng. 1996, A220 (1～2): 109

21 Piwanka T.S. Microporosity. Proc. of the Merton C. Flemings Symp. TMS, Warrendale, PA. 2001

22 Viswanathan S, Sabau A.S, Duncan A.J, Han Q. Next Generation Casting Process Models－Predicting Porosity and Microstructure.. SAE, 1998a, 107: 1174

23 Sigworth G.K. Hot Tearing of Metals. AFS Transaction, 1996 155: 1053～1062

24 李德富．流动型铸造缺陷的流变学研究：[学位论文]．哈尔滨：哈尔滨工业大学铸造教研室，1995

25 谢水生，黄声宏编著．半固态金属加工技术及其应用．北京：冶金工业出版社，1999

26 戴斌煜．热法覆膜砂用酚醛树脂的流变性能研究．中国铸造装备与技术，1996，(5)：16～18

27 吴国华，罗吉荣，黄乃瑜，王德义．铝合金消色模涂料流变行为的研究．特种铸造及有色合金，1999，(5) 4～6

28 张启富，戴绪绮，李远才，王文清，肖安福，马玉芳，刘树堂．水基锆英粉流涂涂料流变特性和触变性研究．铸造技术，1996，(2)：40～42

29 宋春梅，吉善利，遇培伟．树脂砂型（芯）涂料的研究．铸造技术，1998，(1)：43～45

30 韩辉，魏兆莲，徐福光．砂型铸造涂料工艺性能计算机辅助分析数学模型探讨．铸造，1996，(12)：12～14

31 张启富，戴绪绮，李远才，王文清，肖安福，马玉芳，刘树堂．水基锆英粉流涂涂料及其工艺性能的研究．中国铸机，1995，(5)：39～40

32 吴杰，徐庆柏．流涂工艺在树脂砂型上的应用．铸造，1997，(7)：35～37

33 铸造手册特种铸造卷编委会．铸造手册：第6卷特种铸造．北京：机械工业出版社，1994

34 李邦盛，蒋海燕，李志强，范洪波，安阁英．ZrO_2 粉双峰级配对钛合金熔模精铸涂料黏度的影响．铸造，1999，(6)：22～24

35 朱丽娟，张玉海，李润华，魏俊，董秀琦．粉料粒度优化级配降低精铸件表面粗糙度的机理及应用．铸造，1996，(5)：6～8

36 佟天夫．熔模铸造水玻璃涂料的流变性，特种铸造及有色合金，1996，(3)：12～14

37 铸造工程师手册编写组．铸造工程师手册，北京：机械工业出版社，1997

38 李邦盛，郭景杰，董世运，蒋海燕，李志强．钛合金熔模精铸锆溶胶涂料流变性能的研究．特种铸造及有色合金，1998，(3)：1～3

39 谢祖钖，陈士梁，安玉华，乔玉良，型砂性能检测系统及测试方法的研究．铸造，1995，(11)：21～24

40 谢祖钖．湿型黏土砂变形临界值及其检测方法．中国铸造装备与技术，1998，(2)：19～20

41 向青春，李荣德，谢祖钖，袁晓光，周彼德．铸造湿型砂黏塑性研究．铸造，2000，(7)：398～401

42 邢书明，曾大本，石俊涛，唐靖林，邱玉辉，钱群．A356铝合金半固态连铸坯半固态剪切变形特性研究．铸造，2001，50 (2)：66～69

43 康进武，熊守美，柳百成．铸件热裂数值模拟研究进展．铸造，1998，(5)：48～51

44 柴增田，周铁涛．注蜡工艺与模料流变性能的关系．铸造技术，2001，(6)：17～18

45 柴增田，周铁涛，韩昌仁．影响模料流变性能的因素分析．铸造技术，2001，(4)：26～27

46 宝音，刘宏志，杨卯生．实型铸造消失模流变性能的测试和研究．铸造，1998，(8)：1～4

第4篇

砂型铸造

主　编　黄天佑

编　写　黄天佑　周静一　黄时惠　黄乃瑜
宋会宗　李魁盛　董选普

审　稿　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

B

砂型铸造是指以原砂为主要骨料的铸造工艺，依所用黏结剂的不同又可以分为黏土砂型、水玻璃砂型和有机黏结剂砂型等不同种类的砂型铸造方法（见图 4.0-1）。在这些砂型铸造方法中，最为常用的是黏土砂型铸造方法，用这种铸造方法生产的铸件大约占所有用砂型生产铸件产量的 60% ~ 70%；而有机黏结剂砂主要用来制芯。

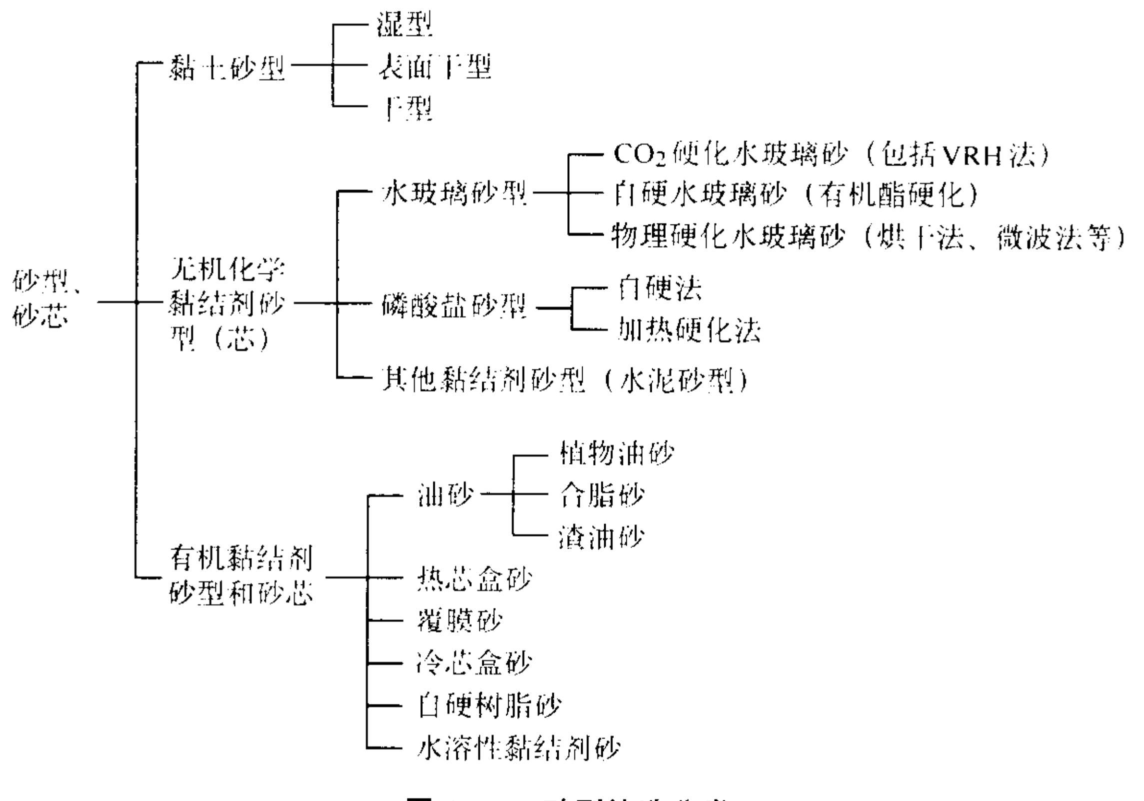


图 4.0-1　砂型铸造分类

第 1 章　黏 土 型 砂

1　概述

黏土型砂主要由原砂、黏土（湿型砂为膨润土，干砂型为普通黏土）、附加物和水组成。

造型过程中，型砂在外力作用下成形并达到一定的紧实度而成为砂型。图 4.1-1 是紧实后的型砂结构示意图，它是由原砂和黏结剂（必要时还加入一些附加物）组成的一种具有一定强度的微孔—多孔隙体系，或者叫毛细管多孔隙体系。原砂是骨干材料，占型砂总量的 82% ~ 99%；黏结剂起黏结砂粒的作用，以黏结膜形式包覆砂粒，使型砂具有必要的强度和韧性；附加物是为了改善型（芯）砂所需要的某些性能而加入的物质。

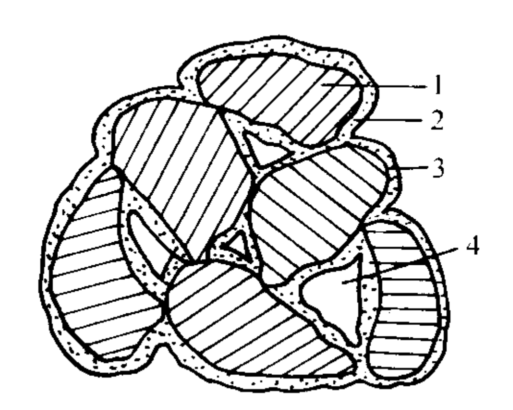


图 4.1-1　型砂结构示意图

1—原砂砂粒；2—黏结剂；3—附加物；4—微孔（孔隙）

用原砂作为型（芯）砂的主要骨干材料，不只是因为其来源广，供应有保障，更重要的是它能满足优质铸件生产的最基本的要求。一方面，它为砂型（芯）提供了必要的耐高温金属液顺利充型、以及使金属液在铸型中冷却、凝固并得到所要求形状和性能的铸件。另一方面，原砂砂粒能为砂型（芯）提供众多孔隙，保证型（芯）具有一定透气性，在浇注过程中，使金属液在型腔内受热急剧膨胀形成的气体和铸型本身产生的大量气体能顺利逸出。但孔隙大小要适当，孔隙过大将恶化铸件的表面质量，不仅增大表面粗糙度值、降低铸件尺寸精度，甚至引起铸件严重粘砂。通常使用的原砂为石英质硅砂，为了提高某些合金铸钢件，特别是重大型铸钢件的表面质量，也采用非石英质原砂，例如铬铁矿砂、镁橄榄石砂、锆砂等等。

黏土砂型根据在合型和浇注时的状态不同可分为湿砂型（湿型）、干砂型（干型）和表面烘干砂型（表干型）三种。三者之间的主要差别在于：湿型是造好的砂型不经烘干，直接浇入高温金属液体；干砂型是在合型和浇注前将整个砂型送入窑中烘干；表面烘干砂型只在浇注前对型腔表层用适当方法烘干一定深度（一般 5 ~ 10 mm，大件 20 mm 以上）。

湿型砂按造型时的情况可分为面砂、背砂和单一砂。面砂是指特殊配制的在造型时铺覆在模样表面上构成型腔表面层的型砂。背砂是在模样上覆盖面砂背后，填充砂箱用的型砂。在砂型浇注时，面砂直接与高温金属液接触，它对铸件质量有重要影响。一般中小件造型时，往往不分面砂与背砂而只用一种型砂，称为单一砂。使用单一砂能够简化型砂的管理和造型的操作过程，提高造型生产率。但是，如对铸件质量要求较高，单一砂的性能不能满足要求时，通常仍使用面砂。

目前，湿型砂是使用最广泛的、最方便的造型方法，大约占所有砂型使用量的 60% ~ 70%，但是这种方法还不适合很大或很厚实的铸件。表面烘干型与干型比，可节省烘炉，节约燃料和电力，缩短生产周期，所以曾在中型和较大型铸铁件的生产中推广过。

干型主要用于重型铸铁件和某些铸钢件，为了防止烘干时铸型开裂，一般在加入膨润土的同时还加入普通黏土。干型主要靠涂料保证铸件表面质量。其型砂和砂型的质量比较容易控制，但是砂型生产周期长，需要专门的烘干设备，铸件尺寸精度较差，因此，近些年的干型，包括表面烘干的黏土砂型已大部分被化学黏结的自硬砂型所取代。

2 黏土砂用原材料

黏土砂型铸造使用的原材料通常包括原砂、黏土（普通黏土或膨润土）、煤粉和其他一些辅助材料，例如糊精、淀粉、重油等等。

2.1 原砂

原砂是黏土砂的主要成分，大约占黏土砂质量分数的80%～90%，所以，原砂质量的好坏与砂型的质量，以及铸件的质量关系密切。硅砂是黏土砂型常用的原砂，中小铸铁件、非铁合金铸件以及小型铸钢件都采用硅砂作为砂型或砂芯的原砂。除了硅砂之外，锆砂、铬铁矿砂、橄榄石砂、刚玉砂、石灰石砂等统称特种砂。特种砂一般用于制造浇注高熔点合金铸件、或是铸件壁厚很大的铸件的砂型或砂芯，例如中大型铸钢件、大型铸铁件。有时特种砂也用于制造小型铸铁件中受铁液长时间热作用的砂芯。细粒度的特种砂还可以作为铸型或砂芯的涂料中的耐火材料。

2.1.1 硅砂

（1）概述

硅砂是构成砂型的基本成分，广泛应用于铸钢、铸铁和铸造非铁合金，是铸造生产中用量最大的原材料。

硅砂主要的化学成分是硅的氧化物，自然界中，硅的氧化物多为结晶形，也有的以无定形体存在，其中石英是最重要的晶体形硅的氧化物。铸造生产所用的硅砂主要是由粒径为0.053～3.35 mm的小石英颗粒所组成。纯净的硅砂多为白色，被铁的氧化物污染时常成淡黄或浅红色。

石英的密度为2.65 g/cm^3，莫氏硬度7级，熔点为1 760～1 780℃，是一种透明、浅色或无色的晶体，其结构为硅氧四面体，其化学成分为二氧化硅，可用Si_xO_{2x}表示。由于硅砂主要是由石英矿物所组成，因此地质探矿部门常称其为石英砂，并根据其成分和用途分为玻璃砂、铸造砂以及过滤砂。经过精选加工的高品位天然硅砂还可用于电工、化纤等行业。

我国铸造生产中所用硅砂根据其来源和加工方式不同可以分为天然硅砂和人工硅砂两大类。

天然硅砂是由火成岩经过风化或变质作用，逐渐剥裂、细化，坚硬的石英颗粒与其他部分分离，然后再经水流或风力搬运沉积形成砂矿。这些砂矿按其成矿条件和特点，可以分为河砂、湖砂、海砂、风积砂等几种。海砂和湖砂又还可以再细分为海（湖）滩砂、沉积砂、堆积砂等。

我国内蒙古通辽的西辽河上游一带的风积砂，黄河故道以及其他河流的河砂，鄱阳湖、洞庭湖等湖泊周围的湖砂其二氧化硅质量分数都在85%～93%之间，是我国主要的铸铁用砂产地。福建闽江口以南和海南文昌、东部沿海以及广东珠江三角洲新会等地有大量二氧化硅质量分数在97%以上的天然硅砂，可用于铸钢件的生产。为了提高硅砂质量，一些砂厂已开始对原砂进行水洗、擦洗加工以降低原砂含泥量。通辽、兰州、都昌、平潭等地已建立硅砂选矿厂，对原砂进行精选，以提高原砂的二氧化硅含量。

人造硅砂是将硅石或硅砂岩经过采矿、清洗、粗碎、细碎、筛选等加工而制成。硅石的二氧化硅含量很高，但岩石坚硬，破碎后所得砂粒大部为尖角形，而且粉尘较多。硅砂岩的结构较松散，比较容易破碎，胶结的砂粒经加工后仍然保持原来的形状，因此粒形较好。我国早期铸钢大都采用硅石加工制成的人造硅砂，现已逐渐被石灰石砂和天然硅砂所代替。

（2）石英的结构转变特性

自然界的石英多为β石英，随着温度的变化和冷却速度的不同，石英可以多种同质异晶的形态存在，并相应产生不同的体积和密度的变化。石英的各种变体的转变关系见图4.1-2。各种变体的性质特点见表4.1-1。

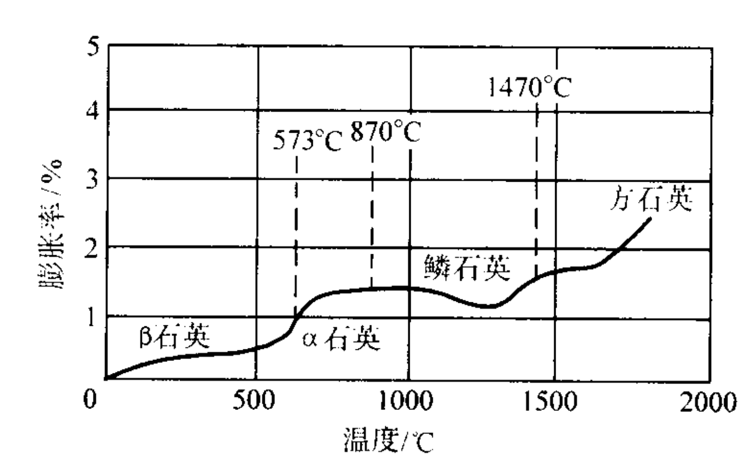


图4.1-2 硅砂加热时石英各种变体的转变关系

表4.1-1 石英各种变体的性质特点

变体名称	密度 ρ/g·cm^{-3}	结晶变化	相变温度/℃	线膨胀/%	体积膨胀/%
β石英 α石英	2.65 2.52	β石英⇄α石英	573	0.45	0.82
γ鳞石英 β鳞石英 α鳞石英	2.31 2.29 2.25	γ鳞石英⇄β鳞石英 β鳞石英⇄α鳞石英 α石英⇄α鳞石英 β石英→α鳞石英	117 163 870 870	0.27 0.06 5.10 5.55	0.20 0.20 16.10 16.82
β方石英 α方石英	2.27 2.22	β方石英⇄α方石英 α鳞石英→α方石英 β石英→α方石英	230 1 470 1 470	1.05 1.05 6.60	2.80 4.70 21.52
石英玻璃	2.20	α方石英→石英玻璃	1 713	0	-0.9

石英同一结构各变体如α、β、γ晶型之间的变化属位移转变，转变容易，为可逆变化。石英从α石英到α鳞石英、α方石英的不同结构之间的变化属重建转变，转变较慢，需在一定条件下方可获得。当石英被加热到573℃时，开始出现从β石英到α石英的转变，产生体积膨胀，密度也从2.65 g/cm^{3}减小到2.60 g/cm^3。虽然这时的膨胀量不大，但转变的速度快，所以容易引起铸件夹砂、结疤和脉纹等缺陷。870℃是石英结构的一个重要转变点，超过这一温度，石英转变为鳞石英，体积急剧膨胀，再冷却则易变为鳞石英的其他变体，体积变化较小。因此一般认为，经过多次浇注使用后的旧砂其高温热膨胀量比新砂小。

（3）矿物组成和杂质成分的影响

硅砂中除石英外还含有长石、云母、铁的氧化物、碳酸盐以及黏土等矿物。这些矿物的存在降低了硅砂的耐火度，因此皆称为杂质矿物。长石和云母类矿物的化学组成和一些性能见表4.1-2。

表 4.1-2 长石和云母类等矿物的一些性能

矿物名称	化学式	密度/$g\cdot cm^{-3}$	莫氏硬度	熔点/℃
钾长石	$K_2O\cdot Al_2O_3\cdot 6SiO_2$	2.53～2.56	6	1 170～1 200
钠长石	$Na_2O\cdot Al_2O_3\cdot 6SiO_2$	2.61	6～6.5	1 100
钙长石	$CaO\cdot Al_2O_3\cdot 2SiO_2$	2.76	6～6.5	1 160～1 250
白云母	$K_2O\cdot 3Al_2O_3\cdot 6SiO_2\cdot 2H_2O$	—	2～2.5	1 270～1 275
黑云母	$K_2O\cdot 6(Mg\cdot Fe)O\cdot Al_2O_3\cdot 6SiO_2\cdot 2H_2O$	—	2.5～3.0	1 145～1 150

工业上对硅砂的杂质一般只按其化学成分进行控制，但化学成分与矿物组成是不同的。砂中杂质的含量及杂质的存在形式和分布状况对硅砂的耐火度、酸耗值以及加工方法都有直接的影响。如果砂中的杂质矿物大部分存在于砂粒表面、细粉和泥类中，可以通过水洗、擦洗、水力分级等简易的选矿方法加以清除，降低砂的含泥量，提高硅砂的品位。

目前对铸造用硅砂的化学成分主要是控制二氧化硅含量，对杂质的含量不再作具体规定。

铝的氧化物是硅砂中主要的杂质成分，它主要存在于长石和云母之中。硅砂中含有质量分数为5%左右的氧化铝，其熔点由1 710℃下降至1 550℃，超过这一含量后熔点又逐渐上升。硅砂中氧化铝的含量正好处在这个对硅砂熔点影响最显著的区间，因此影响尤为突出。

硅砂中根据所含长石等杂质矿物种类的不同一般还含有Na_2O、K_2O、CaO、MgO等碱金属或碱土金属的氧化物。这些氧化物在不同砂中的含量不同，且其总量一般低于硅砂中氧化铝的含量，当其单独少量存在时对硅砂耐火度的影响比氧化铝小。目前铸造用硅砂对此类氧化物的含量已不再作具体的规定。但砂中的CaO如以碳酸盐或贝壳等形式出现则其对硅砂酸耗值等性能的影响不应忽视。

硅砂中的铁杂质一般都以Fe_2O_3的形式和含量进行计算。少量的氧化铁对硅砂的耐火度影响不大，因此铸造用硅砂对Fe_2O_3含量的要求不像玻璃用砂那么严格。

对硅砂中的杂质不但要注意它的含量而且要重视它的存在形式。尤其是与金属液体接触后，这些杂质在高温状态下先行融化，并与各种无机黏结剂中及金属液体表面的氧化铁等氧化物形成复杂的多元复杂化合物。此类化合物熔点都较低，尤其是在氧化铁超过一定的数量后，不但会严重侵蚀和熔化石英颗粒，而且会增大氧化渣和金属液体渗入的通道，使铸件表面出现粘砂。

二氧化硅含量高，硅砂的耐火度也较高，但砂的高温膨胀量也相应增大、而且价格较贵，因此生产中应根据铸造合金的种类合理选择硅砂的二氧化硅含量。

(4) 硅砂粒度控制和表示方法

硅砂原矿的粒度主要取决于基岩中石英颗粒的大小，而成品硅砂的粒度则与原砂的筛选分级工艺及铸造生产的实际需求有关。许多硅砂矿其原矿的粒度大部分集中在粒度相近的5～6个筛号上，经过分选一般可以获得粒度相对集中于三筛的二种或三种粒度的成品砂，更粗或更细一些的成品砂只有在大批量生产时才能获得。

硅砂的粒度是根据试验筛开孔尺寸来划分，长期以来一般都以筛网网丝平行方向上每25.4 mm（1 in）长度中筛孔的个数（也称目数）来表示砂的粗细，并以筛上砂粒余留量最多的峰值筛号的前后两个筛号表示硅砂的粒度组别，如50/100或70/140。现用的铸造试验筛共有6～270号等11个筛号，孔径从最大的3.35 mm到最小的0.053 mm，20号及以后各筛号前面1个筛号孔尺寸大约为后筛筛孔尺寸乘以2.5。

硅砂颗粒大小和分布状况对硅砂的烧结点、热导率以及混合料的透气性、强度等性能都有一定的影响。

根据筛孔尺寸，6～30筛号的砂粒尺寸相差较大，外观即可看出差别，不宜采用三筛表示，除过去在人造硅砂和黏土砂的特定条件外，目前生产中已极少使用这种方法表示。30/50～70/140的几个硅砂颗粒尺寸间距在0.3 mm、0.2 mm、0.15 mm和0.1 mm之间，外观均一，其中尤以50/100和70/140、40/70等三组砂的用量较多，可分别应用于大、中、小型铸件，它们在黏结剂加入量合适的情况下，混合料均可获得较高的强度。生产中主要还是根据铸件大小、表面粗糙度的要求和工艺类别确定所选用的硅砂的粒度。

除了硅砂粒度外，砂的粒度分布和组成对混合料的透气性和强度等性能也有一定的影响。近年随着树脂砂和自硬砂新技术的推广应用，中、细粒砂的应用范围有所扩大，对粒度的分布也倾向于适当分散，三筛集中率不宜过高。试验表明，三筛相对集中、五筛分布的原砂粒度可以实现合理镶嵌并获得较好的砂型强度性能。

硅砂粒度除了用筛号（颗粒尺寸）表示和控制外，国际上还有以平均细度［近似理论比表面积，也称AFS（美国铸造学会）细度］的表示和控制方法。两种方法都和筛号有一定的联系，但在应用中又都有其优点和不足之处。1998年颁发实施的新的《铸造用硅砂》国家标准中，已在筛号表示和控制的基础上要求同时注明硅砂的平均细度值。根据计算，各组硅砂平均细度的中值正好是该组硅砂前筛号的数字（如50/100筛号的硅砂，其平均细度的中值为50）。平均细度值低于中值则该组砂前部筛号上的粗砂较多，反之则后部筛号上的细砂较多。

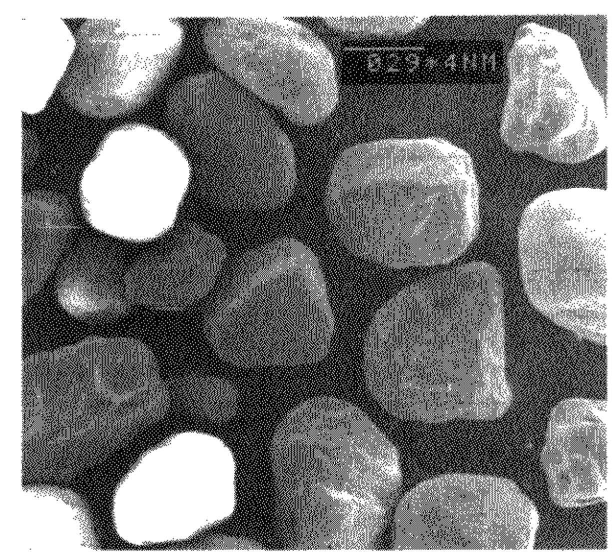
(5) 硅砂的表面状态和颗粒形状

硅砂的表面状态及颗粒形状不但与基岩中石英颗粒晶体结构有关，而且与硅砂成矿的年代、特点及砂粒被杂质污染的程度有关。它对混合料的性能，尤其是强度有很大的影响。

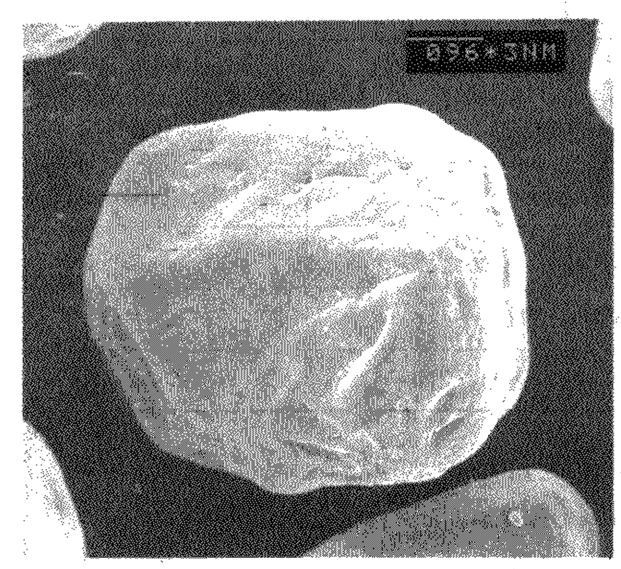
利用电子显微镜高倍放大观察，可以看出硅砂中除了表面光整的砂粒外，还有一些表面不平或起伏的凹陷，有的砂粒还带有一些碎屑的鳞片（见图4.1-3），它们对混合料的强度都有一定的影响，特别是对采用有机化学黏结剂的混合料强度影响更大。

硅砂表面越光整洁净，与黏结剂之间的物理、化学结合力越强，混合料的强度越高。尽管目前对原砂的表面状态尚无成熟的检测和评定方法，但国内外都已有不少关于原砂表面状态对混合料强度及对原砂进行擦洗或化学处理以提高树脂砂强度的报道。

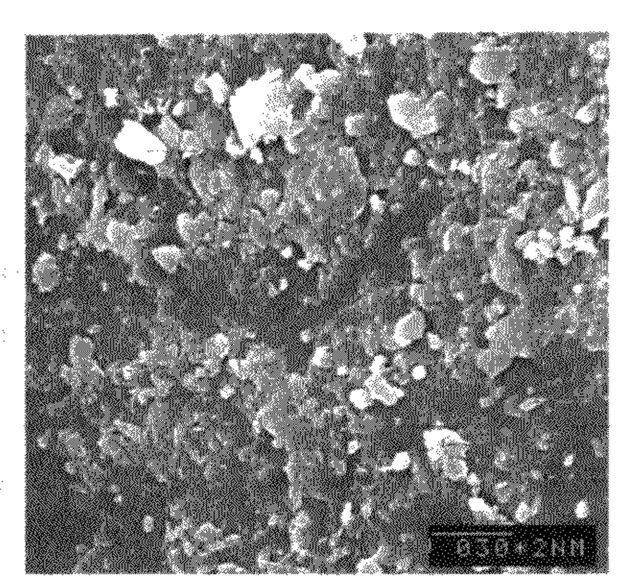
硅砂的颗粒形状是根据砂粒的圆整度和表面棱角磨圆的程度来区分的，典型的原砂粒形见图4.1-4。我国现行的《铸造用硅砂》标准的角形因数值对各种粒形进行大致的定量划分。但是在实际应用中大部分硅砂其颗粒形状都是混合型的，天然硅砂的角形因数都在1.20～1.45之间，随机取样的。关于角形因数的测试原理与方法见第7篇第4章有关内容。



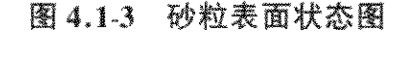
(a) 光滑的表面(低倍数)

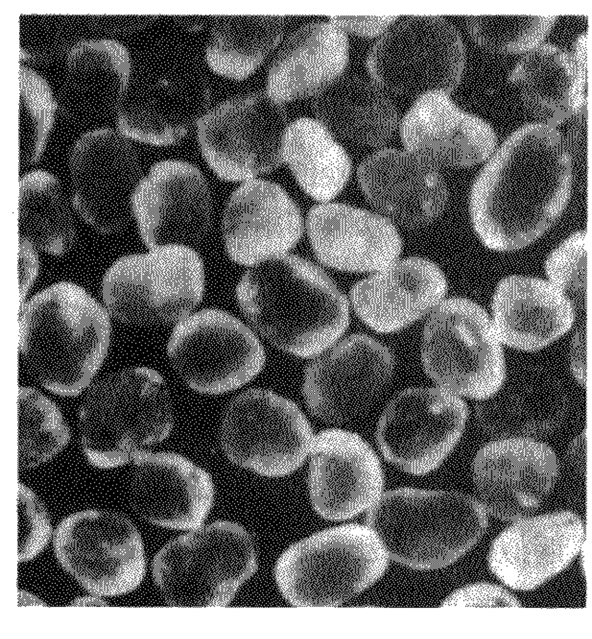


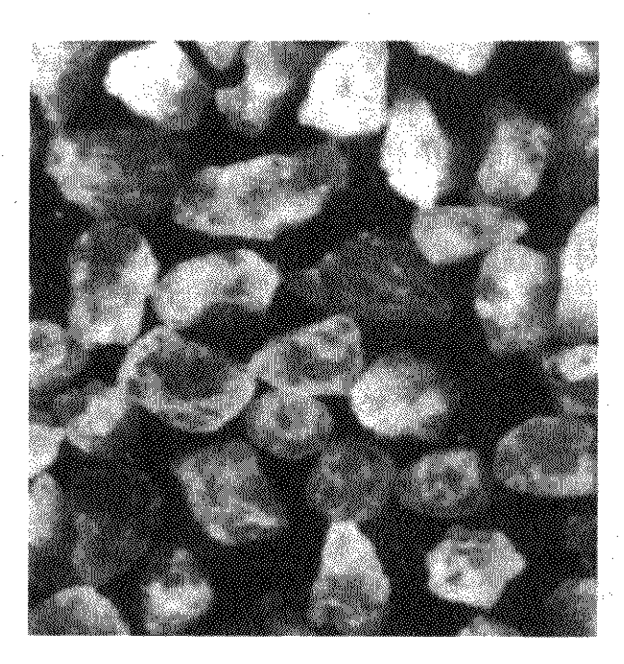
(b) 有起伏凹陷的表面(中倍数)



(c) 有鳞片碎屑的表面(高倍数)


图 4.1-3 砂粒表面状态图


(a) 圆形砂


(b) 钝角形砂


(c) 尖角形砂

图 4.1-4 原砂的不同粒形

许多试验结果表明：颗粒较圆的砂粒，混合料的流动性和紧实密度较高，砂粒间的接触点和黏结剂“连接桥”的截面积增大，对提高混合料的强度有利；砂粒排列越紧密，对提高混合料的强度越有利，但是砂粒在高温状态下的线膨胀量及膨胀应力也越大，对此应予注意。

根据许多试验结果表明，在原砂含泥量相近的情况下，混合料的强度是硅砂化学成分、表面状态、颗粒形状和粒度分布等多项因素综合影响的结果。因此，在选定某种新的原砂时，除了注意分析原砂性能外，最好还是通过实际工艺试验来测定所要选用原砂的强度，以确定应选用原砂的种类。

(6) 硅砂的加工

1) 水洗或擦洗　硅砂原矿中小于 0.020 mm 的泥分以及砂粒表面的一些污染物一般都需要通过水洗或擦洗加以清除。

原矿是采用水洗还是擦洗，应该根据原矿的含泥量及砂粒表面杂质污染的情况决定。如果原矿泥的质量分数低于1%，砂粒表面洁净，一般经水采和水洗，即可使硅砂的含泥量达到质量分数 0.3% 以下。如果原矿泥的质量分数在2%左右或更高，而砂粒表面的污染物又较多，则一般需要通过擦洗才能使硅砂的含泥量达到树脂砂和自硬砂用砂的要求。

擦洗机有单桶和多桶两种。单桶擦洗机一般可自行设计，其结构原理见图 4.1-5，其处理能力可根据桶的直径加以调节。生产中选用单桶还是多桶擦洗机，应根据原砂矿性能、产量及对成品砂的性能要求而定。

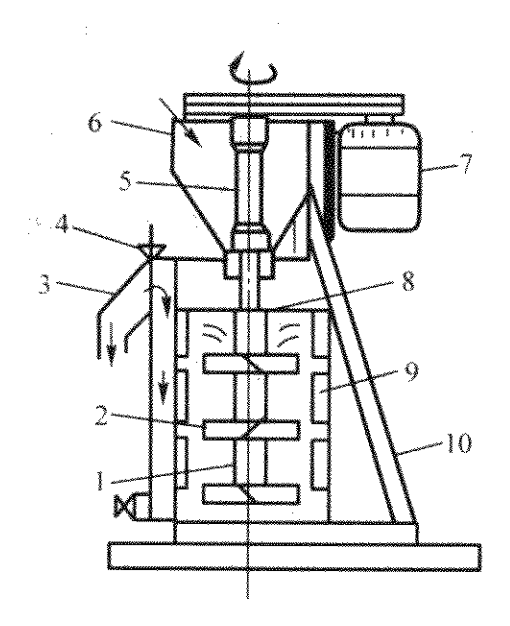


图 4.1-5 单桶擦洗机结构简图

1—橡皮套；2—叶轮；3—溢流口；4—溢流调节器；5—轴承；6—给料漏斗；7—电动机；8—护罩；9—挡板；10—机架

原砂经过擦洗后即可进入水力旋流器或经过螺旋输送器去除泥分和污水，并在以后的粒度分级中继续冲水进一步去除泥分。

2) 粒度分选　目前我国在硅砂粒度分选方面主要有水力分级和机械筛选分级两种。

① 水力分级　将硅砂原矿通过水采，用管道或自卸车

送至厂内加工车间，矿浆经格栅除去树根、砾石，然后进行脱泥和水力淘汰分级。水力分级器的结构见图4.1-6。我国现用的一些水力分级器都已经采用电子自动控制放料。一般的水力分级流程见图4.1-7。生产中可根据产量规格确定分级器的大小，脱泥和分级的需要增加分级器的流程。

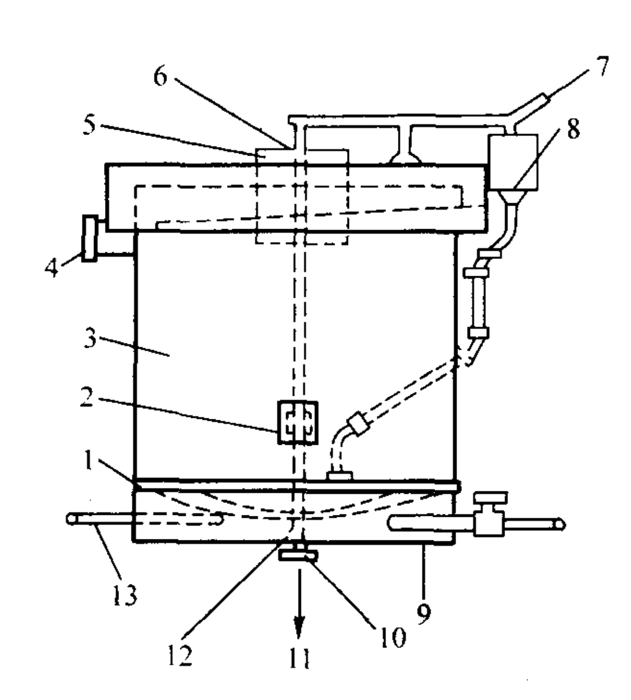


图4.1-6 水力分级器示意图

1—跳汰板；2—观察口；3—罐体；4—溢水（细物）排出口；5—料槽；6—加料口；7—人工控制口；8—下泄物自动控制；9、13—向淘汰板加水；10—粗砂排出口；11—成品；12—球阀

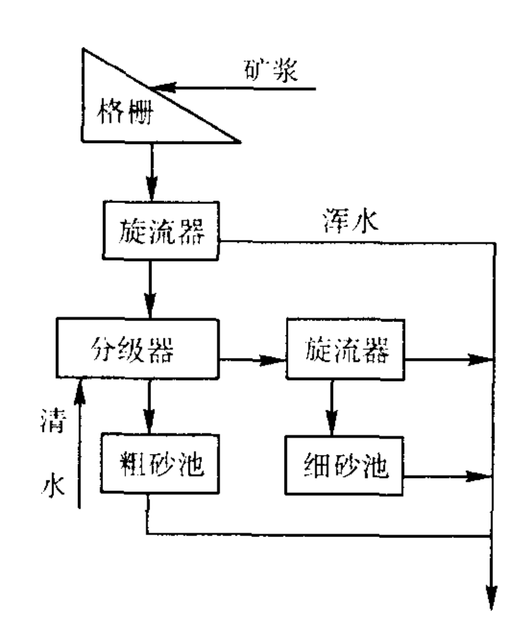


图4.1-7 硅砂水力分级流程示意图

水力分级设备容易维修保养，投资小，噪声小，脱泥效果好。分级粒度主要通过清水的流量和压力进行调节。但每次分级只能分出两种粒度规格，水的消耗量比较大。福建沿海一些砂厂大都建于砂质地，洗砂后排除的浑水经砂地过滤，有机物和泥分沉积于地面可改良土壤，清水经砂层过滤回入井中，水质清澈，可循环使用，因而水力分级方法得到比较普遍的应用。

② 筛选分级　筛选分级的工艺流程与水力分级有许多相似之处，其主要差别在于以机械筛代替了水力分级器，分出的硅砂粒度是先粗后细，筛选分级根据所用的筛砂机的形式和布置不同可分为几种类型。

3）硅砂的浮选　对于含硅量较低的硅砂，为了提高砂中的二氧化硅的含量，满足铸钢用砂或玻璃用砂的需求，必须对硅砂进行浮选，以去除砂中云母、含铁矿物及长石等杂质矿物。

浮选方法有许多种，应该根据原矿特点及产品用途选用不同的选矿工艺，对于铸造用硅砂，浮选主要是去除砂中的长石。

浮选工艺对原矿粒度、矿浆的pH值，以及捕收剂、活化剂、抑制剂的种类和性能有一定的要求，工艺比较复杂，建厂投资比较大。

浮选时一般先要去除泥尘，然后用胺类捕收剂，最后用氢氟酸和胺选出长石，获得硅砂精矿。为了满足北方铸钢用砂的需要，1982年沈阳铸造研究所等单位已研究成功不用氢氟酸而采用一种混合捕收剂的无氟浮选新工艺并在内蒙大林型砂厂投产应用。精选后的硅砂二氧化硅质量分数在97%左右，出产率75%～80%。其生产工艺流程见图4.1-8。

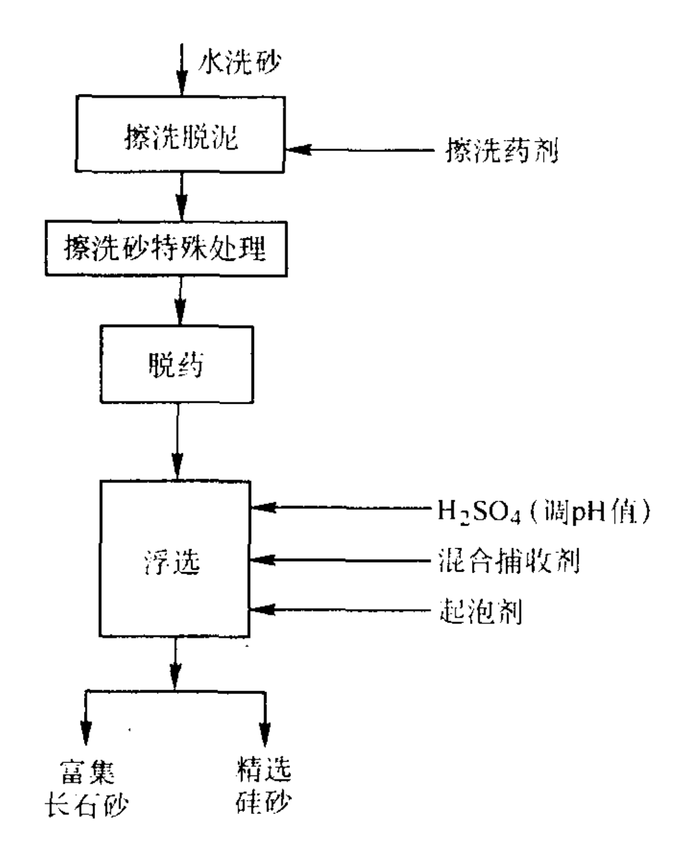


图4.1-8 硅砂浮选工艺流程示意图

4）其他加工方法

① 表面磨削　为了改善砂粒表面状态，进一步清除砂粒表面的黏附物，减少它们对黏结剂附着及混合料紧实的不利影响，提高混合料的强度，除了一般的擦洗外，在一些特定的条件下，可以对某些原砂进行表面磨削处理。

② 化学和高温焙烧处理　砂粒表面经过化学处理后对混合料的硬化性能和强度产生了显著的影响。

华中科技大学在试验SO_2硬化树脂砂时，发现对硅砂进行净化和钝化处理后，加入砂中做氧化剂用的过氧化氢的分解速度大为减缓。

北京科技大学在进行酯硬化水玻璃砂的试验时，将原砂用复合表面活性剂进行清洗或将原砂在800℃加热1 h进行表面高温改性处理，结果在达到同样强度的情况下，水玻璃的加入质量分数从3.0%降至1.7%或1.8%，效果显著。

济南铸锻机械研究所曾实验硅砂在粉状物料链板式连续加热炉中，用870℃以上进行高温焙烧处理，经过处理后硅砂的发气量和高温膨胀率均明显降低，将焙烧处理后的硅砂用于配制低膨胀低发气覆膜砂，取得了良好的效果。

上述几种加工方法，虽然有的只处于试验阶段，但它们已从另一个侧面进一步展现了原砂性能研究和应用的前景。

5）人造硅砂的加工　人造硅砂系由硅石或硅砂岩经破碎、筛选后制成，与天然硅砂相比，它增加了一个从岩石到细砂粒的加工过程。

硅石从矿山开采运入加工厂后，先经过冲洗并挑拣出黏土等杂质矿物，然后用颚式破碎机将矿石破碎成小块，再用辊式破碎机或碾压机进一步压碎成砂粒，最后再进行粒度筛选分级。

用硅石加工的砂粒其粒度比较分散，而且含一定数量的

细粉，为避免硅尘对人体的危害，人工硅砂一般都采用湿筛工艺，而且要多道筛选，才能获得合乎铸造需要的各种规格的硅砂。

石灰石砂的加工大致与人造硅砂相同，但是在密封防尘条件较好的情况下，可以采用干法筛选。

(7) 铸造用硅砂的技术指标

我国的铸造用砂标准已经过二次修订。根据新颁布的《铸造用硅砂》(GB/T 9442—1998) 国家标准的规定，铸造用硅砂的分级情况以及牌号表示方法如下。

1) 按二氧化硅含量分级　铸造用硅砂二氧化硅含量及含泥量分级，分别见表4.1-3及表4.1-4。

2) 按颗粒形状分类　铸造用硅砂的颗粒形状根据角形因数分级，见表4.1-5。

3) 粒度　铸造用硅砂的粒度采用铸造用试验筛进行分析，其筛号与筛孔的尺寸应符合表4.1-6的规定。

表 4.1-3　二氧化硅含量（质量分数）　%

代　号	$SiO_2 \geq$
98	98
96	96
93	93
90	90
85	85
80	80

表 4.1-4　含泥量（质量分数）　%

代　号	最大含泥量
0.2	0.2
0.3	0.3
0.5	0.5
1.0	1.0
2.0	2.0

注：含泥量为原砂中直径小于或等于 20 μm 的颗粒质量分数。

表 4.1-5　铸造用砂角形因数分级

形状	圆形	椭圆形	钝角形	方角形	尖角形
代号	○	○-□	□	□-△	△
角形因数	≤1.15	≤1.30	≤1.45	≤1.63	>1.63

表 4.1-6　铸造用试验筛筛号与筛孔尺寸的关系

筛　号	6	12	20	30	40	50	70	100	140	200	270
筛孔尺寸/mm	3.350	1.700	0.850	0.600	0.425	0.300	0.212	0.150	0.106	0.075	0.053

4) AFS平均细度表示法　AFS平均细度 (AFS grain fineness number) 的含义是表明某种原砂的平均颗粒尺寸。欧美等不少国家都采用AFS平均细度表示法。

AFS平均细度计算法是将筛分后各筛号上停留的砂粒质量的百分数乘以表4.1-7所列的相应的乘数，然后将各筛号的乘积相加，除以各筛上停留砂粒质量分数的总和。所得一结果即为AFS平均细度。

$$\text{AFS平均细度} = \frac{\text{各筛号上停留砂粒乘数的总和}}{\text{各筛号上停留砂粒质量分数的总和}} \tag{4.1-1}$$

AFS平均细度表示法计算实例，见表4.1-7所示。

表 4.1-7　原砂的平均细度计算实例

筛　号	停留量（质量分数）/%	乘　数	乘　积
6	—	3	—
12	0.12	5	0.6
20	3.58	10	35.8
30	9.98	20	199.8
40	4.18	30	425.4
50	25.70	40	1 028.0
70	31.14	50	1 557.0
100	7.94	70	555.8
140	3.70	100	370.0
200	1.58	140	221.0
270	0.18	200	36.0
底盘	0.78	300	234.0
总计	98.88	—	4 663.4
含泥量	1.12	—	—
合计	100.00	—	—

$$\text{平均细度} = \frac{4\,663.4}{98.88} = 47.2$$

5) 累积曲线表示法　德国铸造学会的方法是以各筛和底盘的停留量为100%（不包括含泥量），计算出各筛的累积通过量（见表4.1-8）。图4.1-9中纵坐标为累积通过量，横坐标代表筛孔尺寸。由于筛孔尺寸采用ISO的主系列(R20/3)，相邻两筛的筛孔尺寸之比严格遵守$\sqrt{2}$关系，所以各筛号在对数坐标轴上是均匀分布的。从50%累积通过量与累积曲线的交点可以求出有50%砂量通过的砂粒直径，称为中间粒径（*MK*）。还可以4/3中间球径的通过量减去2/3中间粒径的通过量的差值作为均匀度（*GG*）。本例中 *MK* = 0.18 mm。4/3*MK* 和 2/3*MK* 分别是 0.24 mm 和 0.12 mm，相应的通过量分别为85%和8%，所以求得均匀度 *GG* = 85% − 8% = 77%。

表 4.1-8 一种原砂的各筛停留量及累积通过量

筛孔尺寸/mm	1	0.71	0.5	0.355	0.25	0.18	0.125	0.09	8.063	底盘	总计
停留量（质量分数）/%			1.0	11.5	37.8	39.7	7.3	1.3	0.4	0.5	100
累积通过量（质量分数）/%	100	100	99	87.5	49.7	10.0	2.2	0.9	0.5	—	—

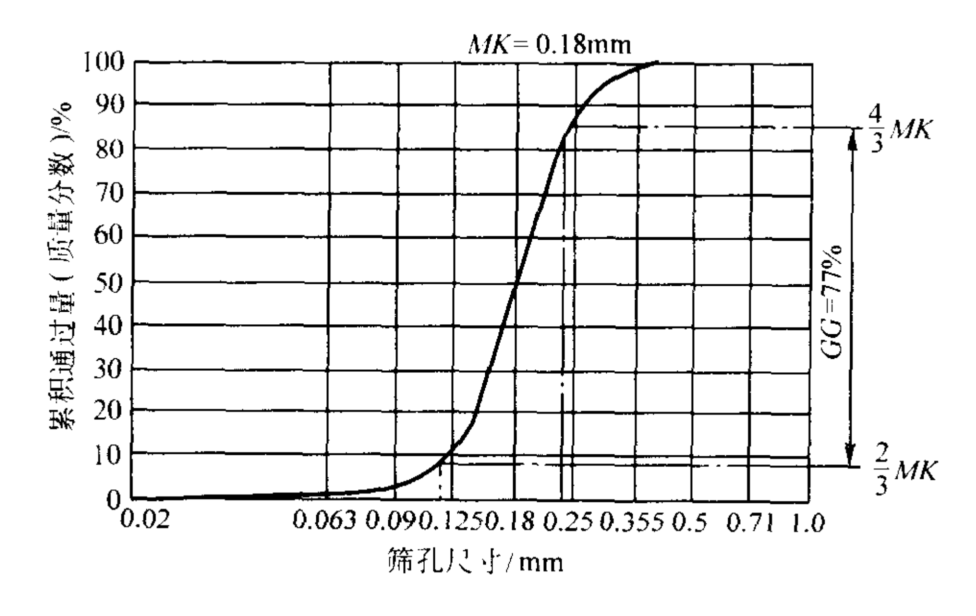
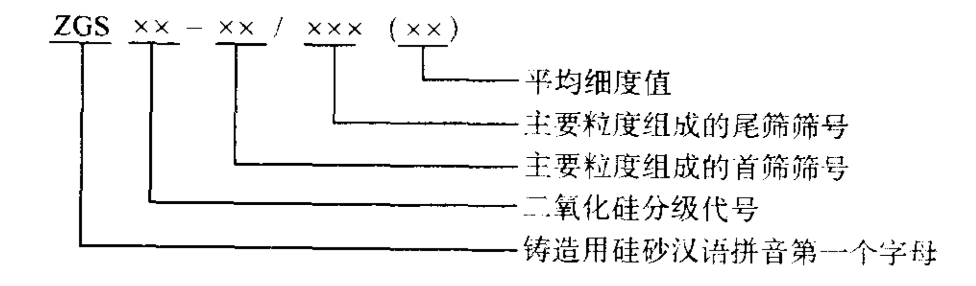


图 4.1-9 累积通过量曲线

这种累积曲线方法，其特殊优点是使用任何不同的标准筛组测得的结果都能画在任何一幅半对数坐标图上相互进行比较。此外，即使一套筛中短缺一个筛子仍能画出累积曲线而不致过分改变曲线的形状。

6）牌号 我国的铸造用硅砂的牌号表示方法如下：



铸造用硅砂以二氧化硅的含量作为主要的验收依据。铸造硅砂的含泥量应符合表 4.1-4 的规定，精选砂、擦洗砂、水洗砂泥的质量分数分别在 0.2%、0.3%、1.0%以下。袋装烘干硅砂水的质量分数不大于 0.3%。

生产厂家在供货时应提供该牌号硅砂的粒度分布图表及平均细度值。需方对货品有特殊要求时，供需双方可在订货协议中规定。

（8）标准砂

各种铸造黏结剂都有一项重要的性能指标即混合料的工艺试样强度。为了保证在产品质量检测和试验研究工作中，不同处理、不同时间所测试和试验的结果能够具有一致性和可比性，需要各地、各单位都采用同一矿点、按统一标准所生产的标准砂作配砂试验。同样，在选择新的原砂时，为准确掌握其性能，也可以同时采用标准砂作对比试验，以便对所选原砂的性能和特点作出正确的判断。

根据国家行业标准《检定铸造黏结剂用标准砂》（JB/T 9224—1999）的规定，检定铸造黏结剂用的标准砂由内蒙古自治区哲里木盟通辽大林型砂厂生产，其性能应符合以下要求：

1）二氧化硅质量分数不小于 90%。

2）泥及水的质量分数不大于 0.3%。

3）角形因数不大于 1.30。

4）粒度组成应符合表 4.1-9 的要求。

2.1.2 特种砂

除硅砂外的各种铸造用砂皆称为特种砂。与硅砂相比，特种砂大都具有耐火度高、导热性好、热膨胀小、抗熔渣侵蚀能力强等特点，但它们多数是经过特殊选矿或焙烧加工的产品，价格较贵，资源比较短缺。因此，作为原砂，特种砂主要用于合金钢或容易粘砂的碳钢铸件，特别是这类铸件凝固慢、清砂难、容易粘砂以及用于要求铸型尺寸稳定、热应力小，有利于保证铸件尺寸精度和消除裂纹缺陷的部位。特种砂经过粉碎还可用做砂型的涂料或涂膏。

表 4.1-9 检定铸造黏结剂用标准砂的粒度组成

筛号	6～30	40	50	70	100	140	200～底盘
停留量（质量分数）/%	<2	<3	18～23	40～46	13～17	<8	<3

特种砂根据其化学性质，大致可以分为：酸性和半酸性材料、碱性材料、中性材料等几类。在选用特种砂时应特别注意了解其抵抗所浇注的金属液体及表面氧化渣润湿和侵蚀的能力。

（1）石灰石砂

1）石灰石砂的组成和类型 用以石灰石为主要成分的矿岩，经过机械破碎，除去细粉、筛选分级后制成的铸造用砂，称为石灰石砂。最常见的石灰石砂是白色或灰白色的多角形颗粒，杂质也会将石灰石砂染成浅黄、浅红、灰黑、黄褐等色。石灰石砂的主要化学成分是 $CaCO_3$，最容易鉴别的方法是石灰石砂遇盐酸发泡产生 CO_2。

市场上的石灰石砂，如果按原料的矿物组成划分，大致可分为石灰石类型、大理石类型和白云石类型三种。

石灰石的成岩矿物组成是方解石，但发育完全的方解石晶体，解理完全，颗粒易再细化，所以不适合用于加工石灰石砂原料。隐晶质的石灰岩结构致密，是比较理想的石灰石砂原料。

大理石是石灰石和白云石经变质作用重结晶形成的矿物，因此化学成分上是没有区别的。生产中一般利用加工大理石时的边料制造石灰石砂。

白云石是镁钙的重碳酸盐，其化学式为 $CaMg(CO_3)_2$，也称镁质石灰石。白云石是一种重要的盐基性耐火材料，可制造白云石耐火砖或直接做炉衬材料。作为耐火材料的白云石其氧化镁的质量分数较高，一般在 20%以上。白云石尾矿也可以用做石灰石砂的生产原料，但因尾矿一般都含有过量的 $CaCO_3$，因而称其为白云石质的石灰石。与石灰石相比，白云石的密度较大（2.8～2.9 g/cm^3），硬度较高（莫氏硬度 3.5～4 级），冷盐酸对白云石的侵蚀很弱。

2）石灰石砂的高温特性 石灰石、白云石经过煅烧后，其耐火度都比石英高，这使得石灰石砂有可能代替硅砂用做铸钢型砂。但用做造型材料的石灰石砂是未经煅烧的原矿，其主要组分碳酸盐在高温受热时会分解粉化并产生较多的 CO_2 气体，这是石灰石砂的一个特点。

在受热状况下，石灰石砂在 700℃左右就开始分解，温度超过 900℃以后，热解作用急剧进行，直到完成。

一般认为石灰石的热解温度为 914℃。大理石因属于变质岩，热解温度略高可达 921℃。白云石在 800℃左右出现第一次热解，分解成 MgO、CO_2 和 $CaCO_3$，温度继续升高，$CaCO_3$ 的热解接着产生。石灰石砂受热分解情况见图 4.1-

10、分解后所产生的气体量见表4.1-10。

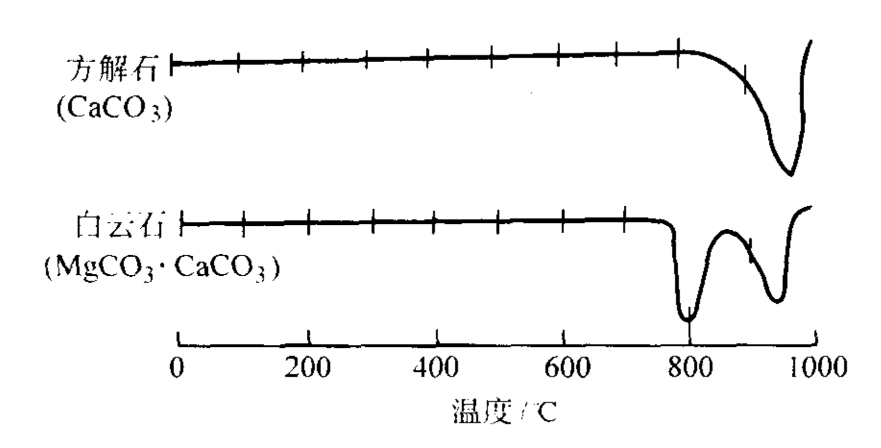


图4.1-10 石灰石砂所含碳酸盐矿物的差热分析曲线

表4.1-10 石灰石砂的热解温度和发气量

原砂类型	石灰石	大理石	白云石
热解温度/℃	914	921	795~921
砂总发气量/$mL\cdot g^{-1}$	222.4	222.4	120.7~241.5

3）杂质与质量控制

① 杂质的控制　石灰岩中除方解石、白云石等主要矿物外，还会有黏土、石英、云母以及铁的氧化物等杂质矿物，有时还会有碳质存在。这些矿物在石灰石砂中都是有害杂质。

在长期生产实践中，经大量砂样检测结果表明，石灰石砂中 Fe_2O_3 的质量分数一般在1.0%以下，Al_2O_3 的质量分数小于1.5%。这些化学物质的存在没有明显的不良作用。

MgO、SiO_2 含量过高将使铸件表面粗糙出现毛刺和黏砂。MgO含量过高还会使石灰石砂在较低温度（795℃）即分解出大量气体，易使铸件产生气孔类缺陷。SiO_2 有化合态（硅酸盐）和游离态两种，环保要求游离态 SiO_2 的质量分数应控制在2%以下，但石灰石砂含有适量的 SiO_2 能降低型砂高温残留强度，使浇注后残留砂块松脆，有利于减轻清砂劳动强度。

石灰石中的硫铁矿、石膏、磷灰石等杂质的存在会增加砂中硫、磷的含量，对铸件质量不利。应根据原矿情况，适当控制石灰石的杂质含量。

② 粒形的控制　颗粒形状对石灰石砂的性能有着重要的影响。为了保证合适的粒形，首先要选好采石矿点，加工后所得到的砂粒，应该是多角形的。柱状、条片状、尖角状的砂粒则不宜使用。其次，要正确选择和使用破碎设备，从颚式破碎机出料口石屑中筛选出的原砂粒形很不理想，如果在粗碎后的二次破碎时采用锤式破碎机或高速粉矿机，能够保证得到比较理想的粒形。

4）技术指标

① 化学成分　根据原砂化学成分，铸造用的石灰石砂可分为以下几级，见表4.1-11。

表4.1-11 石灰石砂化学成分（质量分数）　%

原砂类型	级别	CaO	MgO	SiO_2
石灰石及大理石	1	≥52	—	—
	2	≥50	<2.0	<2.0
	3	≥48	<4.0	<3.0
	4	≥45	<8.0	<6.0
白云石	—	≥35	9~17	<3.0

② 粒度　参照GB/T 9442—1998《铸造用硅砂》的规定，结合使用实践，将铸造用石灰石砂的粒度分为5组，见表4.1-12。除上述5组砂外，还有些工厂采用四筛制（粒径0.85~0.30 mm和0.6~0.212 mm等两种）、五筛制（粒径0.85~0.212 mm）和两筛制（粒径0.60~0.425 mm）的砂子。特殊规格的砂子可以采取将两种粒度的砂子混合，或者单独筛选加工（如两筛制的砂子），具体要求可由供需双方商定。各组砂子粒度集中率应大于85%，主要粒度组成部分以外，上部各筛粗粒总和应小于下部各筛细粒之和。

表4.1-12 石灰石砂粒度分组

筛　号	主要粒度组成部分筛孔尺寸/mm		
20/40	0.85	0.600	0.425
30/50	0.600	0.425	0.300
40/70	0.425	0.300	0.212
50/100	0.300	0.212	0.150
70/140	0.212	0.150	0.106

③ 耐碾性　石灰石莫氏硬度为3级，比石英低得多，所以石灰石砂在混砂过程中容易粉碎、细化，从而引起型砂工艺性能恶化，甚至影响铸件质量，这是石灰石砂的一个特性。为了比较石灰石砂在混碾过程中的粉碎程度，可称出具有代表性的并已筛去粒径0.212 mm以下细粒的干砂样5 kg，置于实验室用的碾轮式小混砂机中（碾轮与底盘之间的间隙预先调到10 mm），碾压5 min，然后将砂样用筛孔尺寸0.212 mm的筛子过筛，以通过0.212 mm筛的细粒占砂量的百分比来评定原砂的耐碾性。细粒量小于5.0%的耐碾性为优等，细粒量5.0%~15.0%的耐碾性为中等，细粒量超过15.0%的则不宜使用。

由于石灰石砂的耐碾性完全不能和硅砂或其他硬质砂相比，所以成品原砂中往往含有较多细粉，影响型砂的工艺性能。有关厂矿作过水洗和擦洗石灰石原砂的试验，证实效果良好。

（2）锆砂（锆英石砂）

1）概述　锆砂是一种以硅酸锆（$ZrSiO_4$）为主要组成的矿物，外观为无色的锥柱形细颗粒，常存在于海砂中，与硅砂、金红石、钛铁矿、独居石、磷钇矿等伴生。纯的锆砂是从这种海砂中经过重力选矿去除杂质、磁力选矿去除含铁杂质、电力选矿去除放射性物质等工艺精选出来的，其出品率仅为千分之几，所以锆砂价格较贵。

锆砂密度约为4.5 g/cm^3，莫氏硬度7~8级，熔点为2 200~2 400℃，但它在1 540℃时开始分解为 ZrO_2 和 SiO_2，SiO_2 的熔点较低，因此锆砂的烧结温度与熔化温度之间有一个较宽的温度区间，这是锆砂的一个重要特点。锆砂中含有少量杂质（Fe_2O_3、CaO等）时，其熔点将下降为2 200℃。锆砂除有很高的耐火度外，还具有较硅砂高的导热性和小的热膨胀性。锆砂在高温状态下表现为中性至弱酸性，与碱性渣反应缓慢，与熔融碱反应很快，与熔融的酸和氧化物（SiO_2）反应缓慢，适应性很广。

锆砂通常用做大型铸钢件厚壁处和各种合金钢铸件的面砂，以及抗粘砂的涂料、涂膏。

2）技术指标　根据国家行业标准《铸造用锆砂》（JB/T 9223—1999）规定，铸造用锆砂按其化学成分分为4个等级。分级情况见表4.1-13。铸造用锆砂按其粒度组成分为3个规格，见表4.1-14。

铸造用锆砂的水的质量分数不大于0.3%，酸耗值不大于5，总放射性比活度不大于 7×10^4 Bq/kg。

表 4.1-13 锆砂按化学成分分级（质量分数）%

等级	$(Zr,Hf)O_2$	SiO_2	TiO_2	Fe_2O_3	P_2O_5	Al_2O_5
1	>66.00	<33.00	<0.30	<0.15	<0.20	<0.30
2	>65.00	<33.00	<1.00	<0.25	<0.20	<0.80
3	>63.00	<33.50	<2.50	<0.50	<0.25	<1.00
4	>60.00	<34.00	<3.50	<0.80	<0.35	<1.20

表 4.1-14 锆砂按粒度分组

<table>
<tr><th rowspan="2">规格</th><th colspan="6">筛孔尺寸/mm 及筛上余留量(质量分数)/%</th><th rowspan="2">峰值质量分数/%</th></tr>
<tr><th>0.212</th><th>0.150</th><th>0.106</th><th>0.075</th><th>0.053</th><th>0.020</th></tr>
<tr><td>特细砂</td><td>—</td><td>—</td><td colspan="3">≥75</td><td>≤1.80</td><td>≥30</td></tr>
<tr><td>细　砂</td><td>—</td><td colspan="3">≥75</td><td colspan="2">≤1.80</td><td>≥35</td></tr>
<tr><td>中细砂</td><td colspan="3">≥75</td><td colspan="3">≤2.00</td><td>≥35</td></tr>
</table>

注：峰值质量分数为粒度集中的相连三个筛号中，中间筛号上的余留量。

（3）镁砂

1）镁砂的成分　镁砂的主要成分为 MgO，是天然菱镁矿石（$MgCO_3$）经高温煅烧而得的烧结块，再经破碎、筛选而成。菱镁矿石在 700～950℃下煅烧即逸出全部 CO_2，所得的 MgO 为软质多孔疏松易结块物质，也称苛性镁砂，不能用于铸造。铸造用的镁砂必须是经过 1 550～1 600℃煅烧的所谓烧死的镁砂，因经高温煅烧后使 MgO 结晶生成方镁石，颗粒致密坚硬，不会水化，高温使用时不再发生收缩。否则用做型、芯砂时铸件易产生气孔，用做涂料时涂层易产生龟裂。

镁砂的密度为 3.5 g/cm^3 左右，纯镁砂的熔点为2 800℃，由于菱镁矿中常含有 Ca、Fe、Mn 等的同晶碳酸盐，因此镁砂中也常含有 SiO_2、CaO、Fe_2O_3 等杂质，故其熔点一般低于 2 000℃。镁砂的热膨胀量小，没有因相变引起的体积突变。镁砂属碱性材料，抗碱性熔渣的能力强，抗酸性渣的能力稍差。

镁砂适用于做高锰钢铸件的型、芯砂的涂料、涂膏，对于铸造过程中热应力很大的型、芯也可以采用镁砂。

2）技术指标　根据国家标准《烧结镁砂》（GB/T 2273—1998）规定，普通镁砂的技术指标见表 4.1-15。

表 4.1-15 普通镁砂的技术指标

牌　号	化学成分(质量分数)/% MgO ≥	SiO_2 ≤	CaO ≤	灼烧减量(质量分数)/% ≤	颗粒体积密度/$g \cdot cm^{-3}$ ≥
MS-96A	96	1.0	—	0.3	3.30
MS-96B	96	1.5	—	0.3	3.25
MS-95A	95	2.0	1.6	0.3	3.25
MS-95B	95	2.2	1.6	0.3	3.20
MS-93A	93	3.0	1.6	0.3	3.20
MS-93B	93	3.5	1.6	0.3	3.18
MS-90A	90	4.0	1.6	0.3	3.20
MS-90B	90	4.8	2.0	0.3	3.18
MS-88	88	4.0	5.0	0.5	—
MS-87	87	7.0	2.0	0.5	3.20
MS-84	84	9.0	2.0	0.5	3.20
MS-83	83	5.0	5.0	0.8	—

（4）橄榄石砂

1）概述。橄榄石名称包括好几种矿物，铸造用的橄榄石砂主要是镁橄榄石（Mg_2SiO_4）与铁橄榄石（Fe_2SiO_4）的固溶矿物（Mg，Fe）$_2SiO_4$。镁橄榄石的耐火度为 1 910℃，橄榄石砂的耐火度为 1 700～1 800℃。随着固溶体中铁橄榄石含量的提高，也就是 FeO 质量分数的增加，其熔点下降。铸造用的高耐火度橄榄石砂的 FeO 质量分数应不大于 10%。

橄榄石通常也含有它的热液作用蚀变的产物（含水镁硅酸盐）——蛇纹石［$3Mg_6 \cdot (Si_4O_{10}) \cdot (OH)_8$］。橄榄石随着蛇纹石化程度的增加，即随蛇纹石含量的增加其熔点下降，灼减量和发气量增大。铸造用橄榄石砂蛇纹石的含量越少越好，一般质量分数不大于 20%。橄榄石砂可以通过淘洗、重力分选或高温煅烧来提高其质量。

橄榄石砂的密度为 3.2～3.6 g/cm^3，莫氏硬度为 6～7 级，热膨胀量较硅砂小，且均匀膨胀，无相变。橄榄石砂不含游离 SiO_2，故无硅尘危害，且不与铁和锰的氧化物反应，故具有较强的抗金属氧化物侵蚀的能力，是一种较好的造型材料。

橄榄石砂可用做中型铸钢件，特别是高锰钢铸件的面砂。V 法生产高锰钢铸件如炉箅、道叉等。

2）技术指标。根据国家行业标准《铸造用镁橄榄石砂》（JB/T 6985—1993）规定，镁橄榄石砂按其物化性能分为 3 级，见表 4.1-16。按其粒度分为 5 级，见表 4.1-17。

表 4.1-16 镁橄榄石砂按物化性能分级

等　级	化学成分（质量分数）/% MgO	SiO_2	Fe_2O_3	灼烧减量（质量分数）/%	耐火度/℃	泥分（质量分数）/%	含水量（质量分数）/%
1	≥47	≤40	≤10	≤1.5	≥1 690	≤0.5	≤0.5
2	≥44	≤41	≤10	≤3.0	≥1 690	≤0.5	≤0.5
3	≥42	≤44	≤10	≤3.0	≥1 690	≤0.5	≤1.0

表 4.1-17 镁橄榄石砂按粒度分级

<table>
<tr><th rowspan="2">筛　号</th><th colspan="9">筛孔尺寸/mm 及筛上余留量（质量分数）/%</th></tr>
<tr><th>0.85</th><th>0.60</th><th>0.425</th><th>0.300</th><th>0.212</th><th>0.150</th><th>0.106</th><th>0.075</th><th>0.053</th></tr>
<tr><td>30/50</td><td>≤15</td><td colspan="3">≥75</td><td colspan="5">≤10</td></tr>
<tr><td>40/70</td><td colspan="2">≤15</td><td colspan="3">≥75</td><td colspan="4">≤10</td></tr>
<tr><td>50/100</td><td colspan="3">≤15</td><td colspan="3">≥75</td><td colspan="3">≤10</td></tr>
<tr><td>70/140</td><td colspan="4">≤15</td><td colspan="3">≥75</td><td colspan="2">≤10</td></tr>
<tr><td>100/200</td><td colspan="5">≤15</td><td colspan="3">≥75</td><td>≤10</td></tr>
</table>

(5) 铬铁矿砂

1) 概述 铬铁矿砂属铬尖晶石类，主要矿物组成为 $FeO \cdot Cr_2O_3$，产于盐基性岩或富镁的超基性岩或由它演变的蛇纹岩中，实际的矿物是由各种尖晶石的混晶组成。一般可以用 $(Mg,Fe)O \cdot (Cr,Al,Fe)_2O_3$ 的化学式表示。

铬铁矿砂的密度为 4 ~ 4.8 g/cm^3，莫氏硬度为 5.5 ~ 6 级，熔点为 1 800 ~ 1 900℃，但含杂质时其耐火度将降低。铬铁矿中最有害的杂质是碳酸盐（$CaCO_3$，$MgCO_3$），它与高温金属液接触时分解出 CO_2，易使铸件表面产生气孔。因此含有碳酸盐的铬铁矿应经 900 ~ 950℃高温焙烧，使其中的碳酸盐分解。铬铁矿砂有很好的抗碱性渣的作用，不与氧化铁等发生化学反应。铬铁矿砂的热导率比硅砂大好几倍，而且在熔融金属浇注的过程中铬铁矿本身发生固相烧结，从而有利于防止熔融金属的渗透。

铬铁矿砂主要用做大型铸钢件和各种合金钢铸件的型、芯面砂和抗粘砂涂料、涂膏。

2) 技术指标 根据机械行业标准《铸造用铬铁矿砂》(JB/T 6984—1993) 规定，铬铁矿砂按其物化性能分为 2 级，见表 4.1-18。按其粒度组成分为 3 级，见表 4.1-19。

表 4.1-18 铬铁矿砂按物化性能分级

等级	$w(Cr_2O_3)$ /%	$w(SiO_2)$ /%	$w(Fe_2O_3)$ /%	w(灼烧减量) /%	耐火度 /℃	w(水) /%
1	≥45	≤3	≤1	≤0.5	1 600 ~ 1 800	≤0.5
2	≥35	≤5	≤2	≤1.0		

表 4.1-19 铬铁矿砂按粒度分组

序 号	筛 号	筛孔尺寸/mm	3筛余留量之和（质量分数）/%	中间筛余留量（质量分数）/%	底盘余留量（质量分数）/%
1	50/100	0.300、0.212、0.150	≥75	≥25	<2
2	70/140	0.212、0.150、0.106			
3	100/200	0.150、0.106、0.075			

(6) 钛铁矿砂

1) 概述 钛铁矿砂是沈阳铸造研究所开发的一种原砂（也称 S_1 砂），外观为铁黑色或棕黑色细颗粒，其主要成分为 $FeTiO_3$ 或 $FeO \cdot TiO_2$，属三方晶系菱面体对称型。它储藏于海砂中，与硅砂、锆砂、独居石、磷钇矿伴生，纯的钛铁矿砂是海砂经过重力选矿、磁力选矿、电力选矿等工艺精选出锆砂时所获得的另一产品，其价格比锆砂便宜，比硅砂贵。

钛铁矿砂的密度为 4.7 g/cm^3 左右，莫氏硬度 4 ~ 6 级，熔点为 1 450℃，理论成分为 $w(FeO) = 47.3\%$，$w(TiO_2) = 52.7\%$，但往往有 SiO_2、MgO、CaO、MnO 等杂质而降低其熔点。钛铁矿砂的导热性、蓄热性与铬铁矿砂相近，热膨胀量较铬铁矿砂稍大。

天然金红石是一种高钛矿物，纯的 TiO_2 密度为 3.8 ~ 4.2 g/cm^3，分解温度为 1 640℃，因此金红石也可作为原砂。

钛铁矿砂由于熔点较低，仅适用于铸铁用原砂；金红石砂可用做铸钢用原砂。单独或与硅砂混合使用时可以提高混合料的导热性，加速铸件冷却。

2) 技术指标 根据冶金行业标准《钛铁矿（砂矿）精矿》（YB/T 835—1987）规定，供生产人造金红石、钛铁合金、高钛渣、焊条等用的钛铁矿砂，按其主要化学成分分为 5 级，见表 4.1-20。

天然金红石根据冶金行业标准《天然金红石精矿》（YB/ 839—1987）规定，按其化学成分分为 4 级，见表 4.1-21。钛铁矿砂和金红石砂的粒度一般都较细，多为 70/140 和 100/200 筛号。

表 4.1-20 钛铁矿砂按化学成分分级（质量分数）%

品 级		TiO_2 ≥	杂质≤ CaO + MgO	杂质≤ P
一级	一类	52	0.5	0.025
	二类	50	0.5	0.025
二级		50	0.5	0.030
三级		49	0.6	0.040
四级		49	0.6	0.050
五级		48	1.0	0.070

表 4.1-21 天然金红石按其化学成分分级（质量分数）%

品级	TiO_2 ≥	杂质 ≤ P	杂质 ≤ S	杂质 ≤ Fe_2O_3
一级	93.0	0.02	0.02	0.5
二级	90.0	0.03	0.03	0.8
三级	87.0	0.04	0.04	1.0
四级	85.0	0.05	0.05	1.2

(7) 钛渣砂、铬渣砂、钒渣砂

1) 概述 钛渣砂是沈阳铸造研究所开发的又一种原砂（也称 S_2 砂），它是用钛铁矿砂、铁矿石、硅铁粉、铝粉、石灰等经铝热法生产钛合金时的副产品——废渣，经破碎、筛分而成。这种渣的形成温度约 2 000℃，其组成都是非天然矿物，主要相为 $CaO \cdot 6(Al, Ti)_2O_3$、$CaO \cdot 2(Al, Ti)_2O_3$ 和 $(Al, Ti)_2O_3$。

钛渣砂的密度为 3.18 ~ 3.55 g/cm^3，莫氏硬度为 7 ~ 8.5 级，耐火度为 1 750 ~ 1 790℃，酸耗值为 30 mL 左右，属碱性砂，因此抗碱性熔渣的能力强。

同样用铝热法提炼金属铬或钒时所得的废渣，也可制成铬渣砂（也称高铝铬砂或铬刚玉）或钒渣砂（也称高铝钒砂）。

铬渣砂的密度为 3.68 g/cm^3 左右，莫氏硬度为 9 级，耐火度为 1 850 ~ 2 000℃，钒渣砂与铬渣砂近似，耐火度大于 1 800℃。

钛渣砂、铬渣砂、钒渣砂均可用做大型铸钢件的型、芯面砂，铬渣砂粉也可用于配制涂料。

2) 技术指标 根据上述钛渣砂的主要矿相组成，要求其化学成分中 Al_2O_3、TiO_2、CaO 质量分数的和应大于 90%。铬渣砂的化学成分中 Al_2O_3、Cr_2O_3 质量分数的和应大于 90%。钒渣砂的化学成分中 Al_2O_3、V_2O_5、CaO 质量分数的和应大于 90%。

(8) 刚玉砂

1) 概述 刚玉是高纯度的 Al_2O_3，它是高铝矾土经粉碎、洗涤后在电炉内于 2 000 ~ 2 400℃高温下熔炼而制得的，或以优质氧化铝粉经电熔再结晶而制得。纯刚玉是白色菱面

体形结晶（αAl_2O_3），其 Al_2O_3 质量分数高达 99%～99.5%。铸造用的刚玉砂有白刚玉和棕刚玉两种，其 Al_2O_3 质量分数前者大于等于97%，后者大于或等于92.5%。

刚玉的密度为3.85～3.9 g/cm³，莫氏硬度大于9级，熔点为2 000～2 050℃，热导率大，高温时体积稳定且不易龟裂。刚玉在高温下一般呈碱性，有时也呈现中性，结构致密，抗酸和抗碱性强，在氧化剂、还原剂或各金属液作用下不发生变化。

刚玉适用于制作大型铸钢件，特别是合金钢铸件的型、芯面砂、涂膏和涂料。

2）技术指标　根据国家标准《普通磨料　白刚玉》（GB/T 2479—1996）》和《普通磨料　棕刚玉》（GB/T 2478—1996）规定。

（9）耐火熟料（铝矾土砂、焦宝石砂、煤矸石砂）

1）概述　耐火熟料的主要矿物成分为莫来石（$3Al_2O_3\cdot2SiO_2$），它是硬质黏土（如铝矾土或高岭土）经过高温（1 300～1 500℃）煅烧而得的烧结块，再经过破碎、筛选而成。熟料的耐火度随 Al_2O_3 含量的增加和煅烧温度的增高而提高。煅烧的铝矾土砂，当 Al_2O_3 质量分数达71.8%时，其耐火度大于1 800℃。高岭土（$Al_2O_3\cdot2SiO_2\cdot2H_2O$）煅烧的焦宝石砂理论成分为 $w(Al_2O_3)=46\%$、$w(SiO_2)=54\%$，密度为2.78 g/cm³，莫氏硬度为5～6级，熔点大于1 600℃。煤矸石也是一种含碳的硬质黏土，用精选煤矸石煅烧的煤矸石砂比焦宝石砂质地疏松，空隙更多，较易落砂清理。上述熟料中 Fe_2O_3、CaO、MgO 等杂质的存在均影响其耐火度。

耐火熟料的优点是热膨胀量小，高温下体积稳定，耐火度高，抗渣性好，铁及其氧化物对它们的浸润性都比石英低。耐火熟料是一种典型的两性氧化物，根据成分不同，在高温时有时呈现显著的碱性，有时也呈现中性。依其性能特点，耐火熟料可以用做大型铸钢件的型、芯面砂、涂料和涂膏。

2）技术指标　根据国家标准《熔模铸造用铝矾土砂、粉》（GB/T 12215—1990）的规定，铝矾土砂、粉根据煅烧后的主晶相分为两类，见表4.1-22。铝矾土熟料砂、粉按化学成分及粒度分级标准见表4.1-23及表4.1-24，其三筛上总余留量的质量分数不小于95%。

表4.1-22　铝矾土熟料砂、粉分类

类　别	主晶相（质量分数）/%	耐火度/℃
铝矾土熟料	刚玉＋莫来石≥90	≥1 770
铝矾土合成料	莫来石≥80	≥1 790

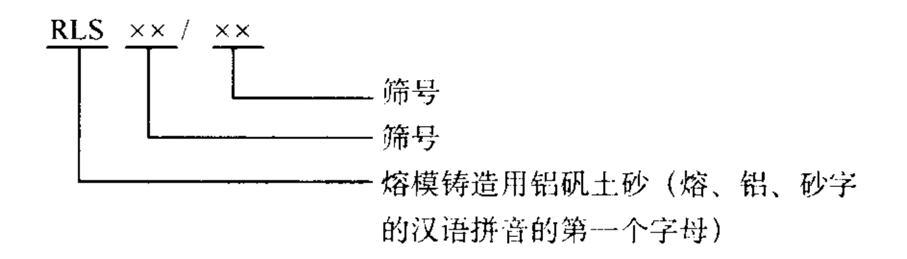
表4.1-23　铝矾土熟料砂、粉按化学成分（质量分数）%

分级代号	Al_2O_3	Fe_2O_3	TiO_2	CaO＋MgO	K_2O+Na_2O	灼烧减量
85	≥85	≤1.0	≤4.0	≤0.8	≤0.5	≤0.5
80	≥80	≤1.5	≤5.0	≤0.8	≤0.7	≤0.5
70	≥70	≤2.0	≤5.0	≤1.0	≤0.7	≤0.5

表4.1-24　铝矾土熟料砂按粒度分级

粒度（筛号）	主要粒度组成部分筛孔尺寸/mm		
12/30	1.700	0.850	0.600
20/40	0.850	0.600	0.425
40/70	0.425	0.300	0.212
50/100	0.300	0.212	0.150

铝矾土熟料砂的牌号表示方法如下：



各种牌号的铝矾土砂，其性能除应符合规定外，其粉的质量分数及水的质量分数均应小于0.3%。

焦宝石砂和煤矸石砂的化学成分（质量分数）为：$Al_2O_3\geq42\%$，$Fe_2O_3\leq2.0\%$，CaO、MgO、Na_2O、K_2O 等的质量分数小于5%。焦宝石砂和煤矸石砂中莫来石质量分数为50%左右。

（10）碳质砂（石墨和焦炭）

1）概述　碳质砂包括石墨、废石墨电极与废石墨坩埚碾碎成的颗粒，以及冲天炉打炉后未烧掉的焦炭碾碎成的颗粒。碳质砂为中性材料，化学活性低，在缺乏空气流中加热十分稳定，不为金属液及其氧化物所浸润；耐火度高，如天然鳞片石墨熔点高达3 000℃以上，一般工业用石墨约2 100℃；热导率高，热容量大，热膨胀系数非常低。

碳质砂特别适用于做高温下易氧化的钛合金和各种非铁合金铸造用砂，也可以用于铁质金属铸造。鳞片石墨和无定形（土状）石墨还用于配制铸造用涂料。

2）技术指标　由于打炉焦炭、废石墨电极和坩埚属铸造厂内部的废料综合利用，只要洁净无混杂即可使用，故下面仅着重介绍石墨。

石墨包括鳞片石墨和无定形（土状）石墨。鳞片石墨按固定碳含量高低分为高碳石墨［$w(C)=94.0\%\sim99.0\%$］、中碳石墨［$w(C)=80.0\%\sim93.0\%$］和低碳石墨［$w(C)=50.0\%\sim79.0\%$］。铸造业使用的多为中碳石墨。铸造用的鳞片石墨按国家标准（GB/T 3518—1983）规定。

铸造用无定形（土状）石墨粉的技术指标见国家标准（GB/T 3519—1992）规定。

2.1.3　各种原砂物理性能比较

根据本节前面各段所述，现将各种原砂的密度、莫氏硬度、耐火度、热导率、线胀系数及高温稳定性等主要技术指标汇总于表4.1-25中，线膨胀率比较见图4.1-11。

表4.1-25　各种原砂和矿物的技术指标

原砂类别	密度/g·cm⁻³	莫氏硬度	熔点/℃	热导率		线胀系数		高温稳定性				
				温度/℃	热导率/W·(m·K)⁻¹	温度/℃	线胀系数/10⁻⁵K⁻¹	还原性气氛	碳	金属	酸性渣	碱性渣
硅砂	2.65	7	1 760～1780	1 200	1.59	20～580 20～1 000 20～1 480	0.8 1.6 4.55	劣	劣	劣	良	劣

续表 4.1-25

原砂类别	密度 /g·cm^{-3}	莫氏硬度	熔点/℃	热导率		线胀系数		高温稳定性				
				温度/℃	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$	温度/℃	线胀系数 /10^{-5}K^{-1}	还原性气氛	碳	金属	酸性渣	碱性渣
石灰石砂	≈2.8	3	≈2 300（700～900开始分解）	1 200	7.117	20～1 200	1.36	劣	劣	可	劣	可
锆砂	≈4.5	7～8	2 200～2 400	1 200	2.09～3.30	20～1 200	0.55	可	可	良	良	可
镁砂	3.5～3.58	6～7	2 000	1 200	2.554～5.86	20～1 400	1.4	劣	良	可	可	良
刚玉砂	3.8～3.9	9	2 000～2 500	1 200	2.38～5.275	20～1 580	0.8	良	可	良	良	良
耐火熟料	2.4～2.45	5～6	>1 600	1 200	2.68～3.433	20～1 320	0.45	可	可	可	良	可
石墨（电极）	2.01～2.58	1	2 100～3 000	1 000	43.96（117.23）	20～1 000	1.14（0.26）	可	良	良	良	良
铬铁矿砂	≈4.5	5.5	1 800～1 900	—	0.31～0.44	100～1 100	0.82	—	—	可	可	良
橄榄石砂	3.3～4.2	6.5～7	1 700～1 800	1 000	0.75	20～600	1.1	—	—	可	—	良
钛渣砂	3.18～3.55	7～8.5	1 750～1 790	—	—	—	—	—	—	可	—	良
铬渣砂	≈3.68	9	1 850～2 000	—	—	—	—	—	—	可	—	良
钛铁矿砂	≈4.6	4～6	1 450	—	—	—	—	—	—	—	可	—

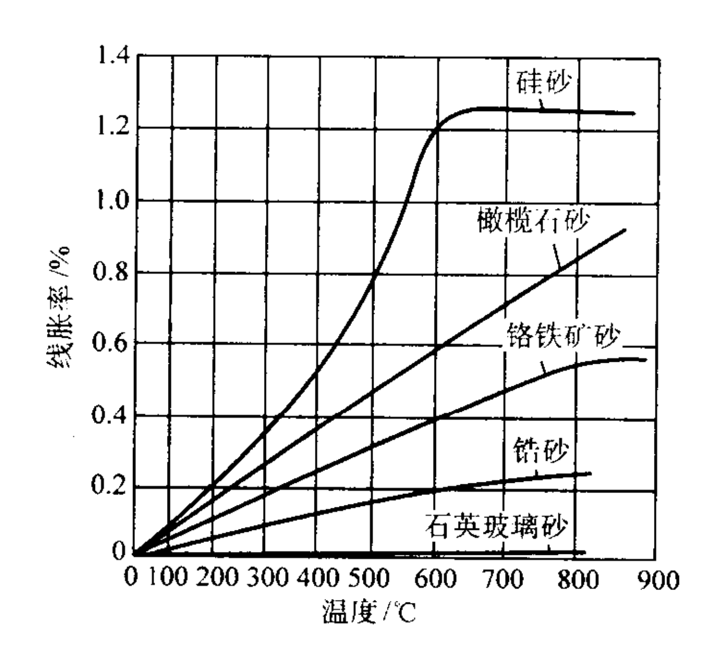


图 4.1-11　各种原砂的受热线胀率

2.2　黏土

黏土是铸造生产中用量最大的一种黏结剂。它是一种天然土状的细颗粒材料，一般为白色或灰白色，有杂质污染时则呈土黄、淡红或黑灰等颜色。黏土被水润湿后具有黏性和塑性，烘干后有一定的干强度；它的耐火度较高，复用性好，资源丰富，价格低廉，在铸造生产中获得广泛的应用。

黏土主要是由细小结晶质的黏土矿物所组成，它的主要成分是水化硅酸铝（$mAl_2O_3 \cdot nSiO_2 \cdot xH_2O$）。黏土矿物的结晶结构有两层型（如高岭石）、三层型（如蒙脱石），还有规则混合层类型和链状构造型。三层型结构中又有晶层间膨胀的和晶层间不膨胀的两种。不同结晶结构的黏土矿物具有不同的性质。

铸造生产中所采用的黏土，主要分为铸造用黏土和铸造用膨润土两类。

2.2.1　铸造用黏土（普通黏土）

（1）概述

铸造用黏土（或称普通黏土），又称白泥、甘子土、陶土、瓷土、高岭土等，主要是由高岭石组黏土矿物所组成。杂质的含量对黏土的工艺性能有一定的影响。黏土中 SiO_2 与 R_2O_3 的摩尔比对工艺性能也有一定的影响。高纯度的高岭土黏土可用于陶瓷、造纸等行业。铸造上所用的高岭石黏土一般是高岭石与其他黏土类矿物（例如伊利石）的混合物。

高岭石组黏土矿物的一般化学式为：$Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$，其结晶结构为两层型，由一层 Si－O 四面体和一层 Al－(O·OH)八面体构成一个晶体单元。相邻单位晶层之间由氧面与氢氧面呈氢键连接（见图 4.1-12）。

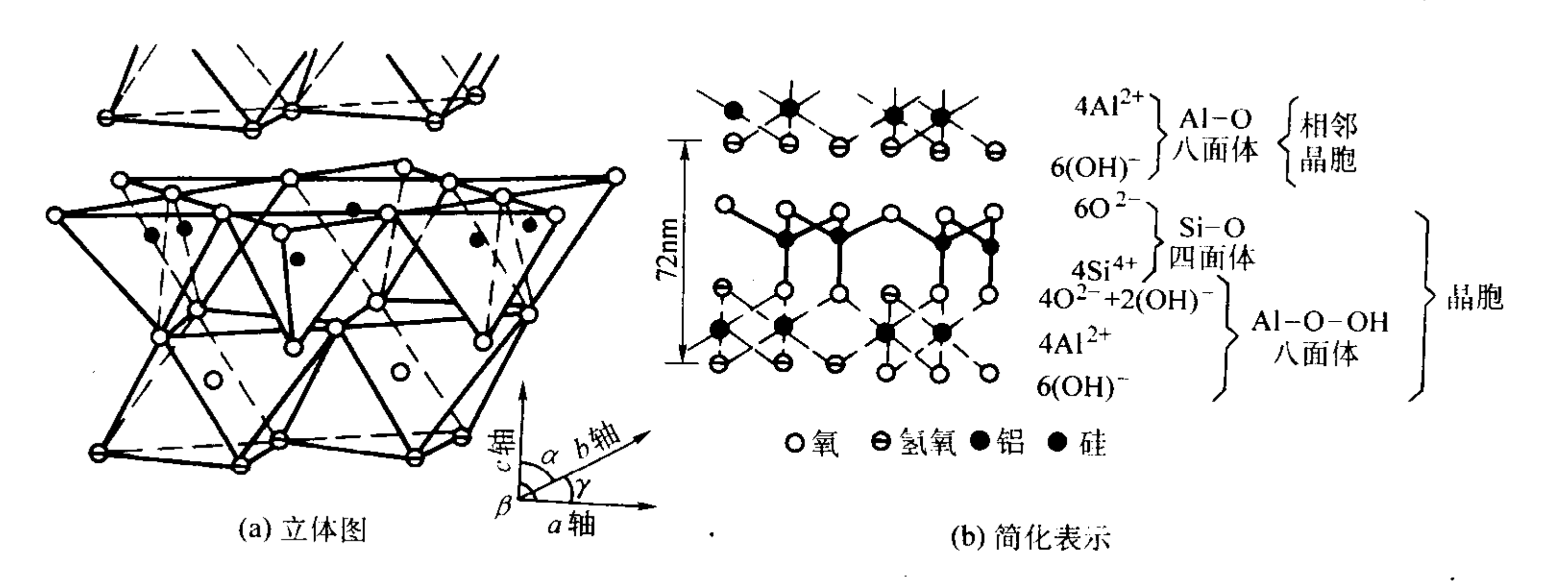


图 4.1-12　高岭石晶层构造示意图

高岭石组矿物在研磨过程中，晶层边缘的氢氧基上容易出现断裂形成断键，断键处的氢易被其他阳离子所置换。因此高岭石组矿物研磨得越细，黏土颗粒的表面积就越大，断键也越多，黏结力也越好。

高岭石组黏土矿物遇水后，水分子难以侵入晶层之间，黏土颗粒不产生晶间膨胀。因此黏土的吸水率、膨胀性都比较小，湿强度较低，烘干时开裂倾向较小。

高岭石组黏土矿物加热到 400～500℃便迅速失去结构水，再升温到 750～800℃则完全失去结构水并转变为无水高岭石，这个变化可以从图 4.1-12 的差热分析曲线中看出。黏土矿物中即使尚含有极少量的水也容易重新吸收水分，但若完全失去水分则要再吸收水分就比较困难。黏土矿物的脱水特性对黏土砂型的烘干和型砂的老化度都有直接的影响。

由于高岭石组的黏土矿物具有较小的热膨胀系数、收缩率和较高的耐火度，所以铸造用黏土主要用做需要烘干的黏土砂型和砂芯的黏结剂。对于较大的铸件所用的干型，选用的铸造用黏土应有较高的干强度和耐火度。

黏土中的硫化物、碳酸盐等杂质在高温时都会分解出有害的气体，因此选用时可测定其高温发气性。

(2) 技术指标

根据机械行业标准《铸造用膨润土和黏土》(JB/T 9227—1999) 的规定，铸造用黏土分级情况及技术指标如下。

1) 铸造用黏土按耐火度的不同分为两级，见表 4.1-26。

2) 铸造用黏土按工艺试样湿压强度值分为三级，见表 4.1-27。

表 4.1-26 铸造用黏土按耐火度分级

等　级	耐火度高的	耐火度低的
等级代号	G	D
耐火度/℃	>1 580	1 350～1 580

表 4.1-27 铸造用黏土按湿压强度值分级

等级代号	5	3	2
工艺试样湿压强度值/kPa	>50	>30～50	20～30

注：混合料配制：标准砂 2 kg，黏土 200 g，加水量按紧实率 45%控制，干混 2 min，湿混 8 min。

3) 铸造用黏土按工艺试样干压强度值分为三级，见表 4.1-28。

4) 铸造用黏土的牌号以耐火度等级和强度等级表示。在强度等级中，前者为湿压强度值等级，后者为干压强度等级。例如：耐火度高的、湿压强度值为 30～50 kPa、干压强度值大于 500 kPa 的铸造用黏土，其牌号为 NG-3-50。

表 4.1-28 铸造用黏土按干压强度分级

等级代号	50	30	20
工艺试样干压强度值/MPa	>0.5	>0.3～0.5	0.2～0.3

注：混合料配制同表 4.1-27。试样在 180℃±5℃保温 1 h，在干燥器中冷却至室温后进行测定。

5) 各种牌号的铸造用黏土，其水的质量分数应不大于 10%，质量分数的 95% 以上应通过 140 筛号铸造用试验筛。

2.2.2 铸造用膨润土

(1) 概述

铸造用膨润土主要是由蒙脱石矿物所组成。蒙脱石是一种 SiO_2 与 R_2O_3 的摩尔比值在 4 左右、并含有少量碱金属和碱土金属的水化硅酸铝，其化学式为 $Al_2O_3 \cdot 4SiO_2\ (HO)_2 \cdot nH_2O$。

蒙脱石的结晶结构为三层型，它是由两层 Si-O 四面体中间夹一层 Al-（O·OH）八面体所构成的单位芯片所组成。所有四面体的尖端都朝向中央的八面体，四面体中的氧与八面体中的氧结合为公共原子层（见图 4.1-13）。因为这个原子层均为氧面，仅靠较弱的范德华引力连接，容易破碎成极细的颗粒，遇水后，水分子及其他离子容易进入相邻单位晶层之间，引起蒙脱石晶格沿 c 轴方向膨胀，由 96 nm 膨胀到 2 140 nm。因此，蒙脱石具有较大的吸水膨胀性、胶体分散性、吸附性、离子交换性和湿态黏结性能等。

晶体结构以及晶格膨胀的特点使蒙脱石比高岭石具有更高的湿强度，其强度受颗粒大小的影响较小。

蒙脱石加热至 100～200℃即失去大部分结晶层间所吸附的水分；500～700℃失去结构水，基本结束脱水作用；加热到 800℃以上晶格破坏，矿物转变为无定形物质；再加热到 1 100～1 200℃即开始出现高温新相，这个变化过程见图 4.1-14 蒙脱石的差热分析曲线。

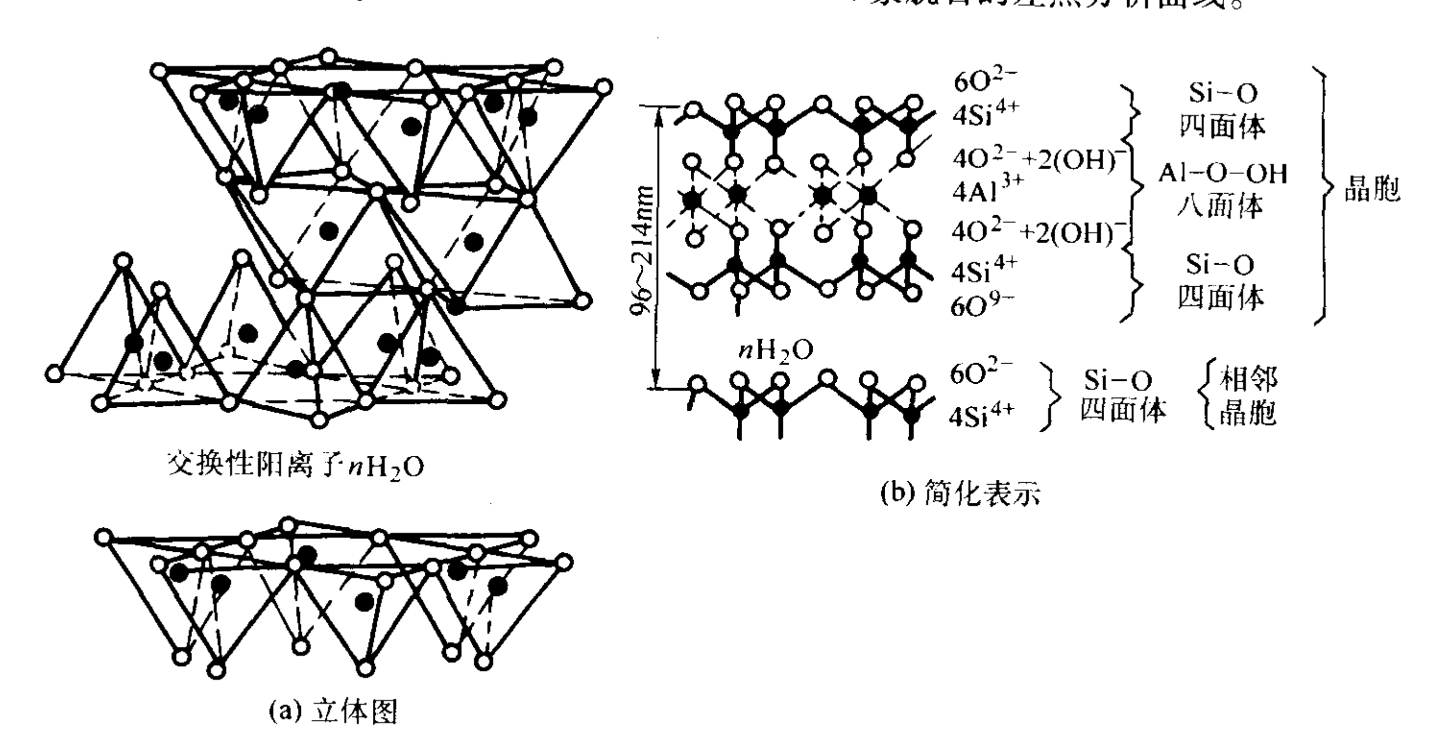


图 4.1-13 蒙脱石晶层构造示意图

根据以上几方面的特点，所以膨润土一般主要用做黏土砂湿型的黏结剂。

天然蒙脱石按主要的交换性阳离子种类和相对含量进行分类，主要有：钠蒙脱石、钙蒙脱石、镁蒙脱石、锂蒙脱石、氢蒙脱石等。铸造生产中常用的有钙基膨润土、钠基膨润土以及一些混合基膨润土。

研究结果表明，蒙脱石颗粒表面所吸附的水，最里层呈有规则的排列，其密度及黏滞性比普通液态水大，称为非液

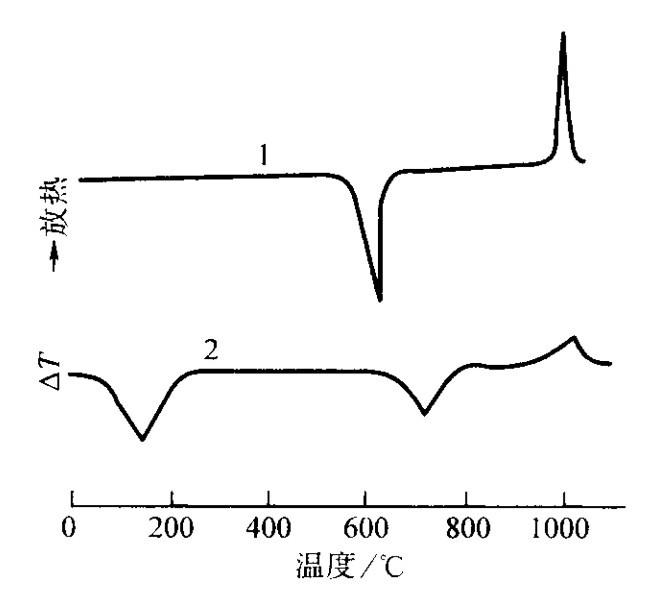


图 4.1-14 黏土矿物的差热分析曲线

1—高岭石；2—蒙脱石

态水。非液态水的性质和层数对膨润土的工艺性能有重要的影响。蒙脱石颗粒表面所吸附的水的特性，不仅与晶层间而且与八面体中阳离子的种类及交换总量有很大关系。钠蒙脱石颗粒表面非液态水有3个分子层，比钙蒙脱石略小，但从非液态水到液态水之间有一个逐渐转变的过渡层，比钙蒙脱石大6~7倍。因此钠基膨润土具有较好的水分适应性，型砂中水的加入量可降低，而且在水分较高时仍能保持较好的强度，反映在工艺性能上即具有较高的热湿拉强度和抗夹砂能力，更适于在夹砂倾向较大的砂型上使用。钠基膨润土与钙基膨润土工艺性能比较见表2-29。

表 4.1-29 钠基膨润土与钙基膨润土工艺性能比较

性 能	钠基膨润土	钙基膨润土
吸水膨胀、胶体分散性	大	中等
混砂时强度增长率	中等	快
型砂流动性	中等	好
型砂韧性	好	中等
湿压强度	高或稍低	高
热湿拉强度	高	较低
抗膨胀缺陷能力	好	较低
回用性	好	较差
落砂性	较差	好

（2）技术标准

根据机械行业标准《铸造用膨润土和黏土》（JB/T 9227—1999）的规定，铸造用膨润土分类、分级情况及技术指标如下。

1）铸造用膨润土按其主要交换性阳离子分类。以膨润土代号“P”及主要交换性阳离子的化学元素符号来表示。

如某一交换性阳离子量占阳离子交换容量的50%或50%以上时，称其为主要交换性阳离子；如任一交换性阳离子量均占阳离子交换容量的50%以下时，以其中含量相对较多的两种交换性阳离子表示（含量较多的阳离子的符号在前）。

例如：以钠离子为主要交换性阳离子的膨润土以PNa表示，称为钠膨润土；以钙离子与钠离子为主要交换性阳离子的膨润土以PCaNa表示，称为钙钠膨润土。

2）铸造用膨润土按pH值的不同又可分为酸性、碱性两类，分别用S和J表示。

3）铸造用膨润土按工艺试样湿压强度值分为4级，见表4.1-30。

4）铸造用膨润土按工艺试样热湿拉强度值分为4级，见表4.1-31。

5）铸造用膨润土的牌号按分类、分级代号顺序排列表示。例如湿压强度值30~50 kPa，热湿拉强度值为0.5~1.5 kPa的酸性钙膨润土，其牌号为PCaS-3-5。

表 4.1-30 铸造用膨润土按湿压强度值分级

等级代号	10	7	5	3
工艺试样湿压强度值/kPa	>100	>70~100	>50~70	30~50

注：混合料配制：标准砂2 000 g，膨润土100 g，干混2 min然后加水40 mL再混8 min后测定紧实率。当紧实率小于43%时，可加少量水（外加水量可按每毫升水提高紧实率1.5%估算）湿碾2 min，再检查紧实率，若紧实率大于47%，将试料过筛1~2次再检查紧实率，紧实率在43%~47%的范围内即可。

表 4.1-31 铸造用膨润土按热湿拉强度值分级

等级代号	25	20	15	5
工艺试样热湿拉强度值/kPa	>2.5	>(2.0~2.5)	>(1.5~2.0)	0.5~1.5

6）各种牌号的铸造用膨润土，其吸附亚甲基蓝量每100 g土至少应在20 g以上；水的质量分数应不大于12.0%，冬季允许不大于15%；其重量的95%以上应通过200号铸造用试验筛。

（3）膨润土质量的评定

1）膨润土的湿态黏结力　在湿型砂中，膨润土的主要作用是将松散的砂粒黏结在一起，使砂型具有适当的强度、硬度、韧性。如果铸造厂所使用的膨润土黏结力差，为了使湿型砂具有所要求的性能就必须加入较多的膨润土。这不仅使生产成本提高，而且增加了型砂的含水量，还会引起铸件产生气孔缺陷。影响膨润土湿态黏结力的因素有多种，其中主要是受膨润土纯度的影响。此外，膨润土磨粉的粗细、分散程度高低、蒙脱石晶体的晶粒大小等因素也有很大影响。铸造厂型砂实验室最常用的检测膨润土湿态黏结力方法有两种：型砂工艺试样湿强度法和吸蓝量法。现分述如下。

① 型砂工艺试样湿强度法　膨润土能使砂型具有强度，因此，检测湿型砂试样湿态抗压强度成为判断膨润土湿态黏结力的最直接方法。具体试验步骤见第7篇第4章。

② 膨润土的吸蓝量　膨润土的纯度（即蒙脱石含量）与其黏结能力有极为密切的关系，一般情况下，膨润土的纯度越高，其黏结力也越大。在专门的研究单位中可以用X射线衍射等方法比较准确地测定出膨润土中蒙脱石含量。然而这不但需要特殊的仪器设备、而且也要专门的检测技术。在铸造厂的型砂实验室中可以采用测定膨润土的吸蓝量的办法大体推算出其纯度。

膨润土中的蒙脱石比其他黏土矿物和膨润土中的石英等杂质吸附亚甲基蓝（$C_{16}H_{18}N_3SCl\cdot 3H_2O$，相对分子质量373.88）或其他色素的能力要强烈得多。因此用吸蓝量可以检验膨润土的纯净程度，也可以用来检验型砂中有效膨润土含量。其测定方法分为比色法和滴定法两种。比色法的原理是称取一定重量的试样与过量的亚甲基蓝溶液混合，使充分吸附。然后用比色计测出残余液中剩余亚甲基蓝量，即可计算出试样的吸蓝量。此法由于操作较复杂，还需要使用比色计等仪器，目前使用者不多。滴定法不需要任何特殊仪器设备，操作又较简单，更适合铸造厂的型砂实验室使用。

用吸蓝量仅仅能够大致推算膨润土的湿态黏结力大小。为了更准确地检测出膨润土的湿态黏结力，最好直接采用测定工艺试样湿态强度的方法。

2）膨润土的热湿态黏结力　在金属液浇入湿型中之后，型砂由于受高温烘烤，石英在573℃发生相变而急剧膨胀；同时砂型表面水分向内迁移产生水分凝聚区，使膨润土的黏结力下降。由于经受不住石英膨胀所产生的横向剪切力和向外凸出的拉力，砂型表面开裂而造成铸件表面夹砂、结疤、鼠尾等缺陷。这时膨润土应当具有的黏结力是一种热态

（100℃左右）和过湿态（含水量大约为通常型砂含水量的2~3倍）下的热湿态黏结力。铸造厂评价膨润土热湿态黏结力的方法可以有以下两种。

① 热湿拉强度　不论是天然的或是人工活化的膨润土，其所含交换性钠、钾离子越多，型砂的热湿拉强度就越高，抗夹砂能力就越强。此外，膨润土的纯度也影响其热湿拉强度。热湿拉强度的具体试验方法见第7篇第4章。

在实际铸造生产中并不是都要求使用钠基膨润土或者达到极限程度的活化膨润土配制型砂。因为使用这样膨润土在混砂时会产生团块，而且型砂的流动性、落砂性较差。国外的汽车铸件通常选用钠基和钙基两种膨润土混合的膨润土或不完全活化膨润土，这样不但可以避免上述缺点，还可以降低生产成本，而且对于防止夹砂类缺陷已经足够。

当铸造厂的型砂实验室不配有热湿拉强度测试仪，可以采用三倍于通常型砂水分含量下的常温抗拉强度试验来大致估算出膨润土的热湿拉强度。

② 膨润土的膨胀性能　膨润土在水中的膨胀性能与膨润土吸附阳离子的种类和数量密切相关，各种交换性阳离子的含量可采用原子吸收光谱分析技术来精确测定。在铸造厂的型砂实验室中，可以利用测量膨润土在水中的膨胀量估算出膨润土中钠、钾离子含量及这两种离子在总阳离子交换量中所占比例。试验时将膨润土在水中均匀分散成悬浮液，静置一定时间后，观察在容器的底部形成沉淀物的多少，通常以膨润值、胶质价或膨胀倍数表示，具体试验方法见第7篇第4章。

3）膨润土的复用性　又称为膨润土的热稳定性或耐用性，是指在砂型中经高温金属液加热的膨润土再次加入水分后，仍然具有黏结力，能够反复配制型砂的性能。不同膨润土的晶体结构破坏的温度和速度有很大差别。如果铸造厂所选用的膨润土复用性差，旧砂回用时必须补充加入较多的新膨润土，这样一方面提高了铸件生产成本，同时又使被烧损的死黏土积累速度加快，型砂含水量增多。

铸造厂检验膨润土复用性的方法有以下两种。

① 工艺试样法　将烘干后的膨润土在200℃、300℃、400℃、500℃、600℃几种温度下焙烧后，各称取100 g，与2 000 g标准砂按紧实率45% ±2%加水混砂，测定工艺试样的湿压强度。绘出湿压强度和膨润土焙烧温度的关系曲线，由黏结力的下降趋势判断膨润土的复用性能好坏，例如从图4.1-15可以看出，钠膨润土比钙膨润土具有较好的耐热复用性。

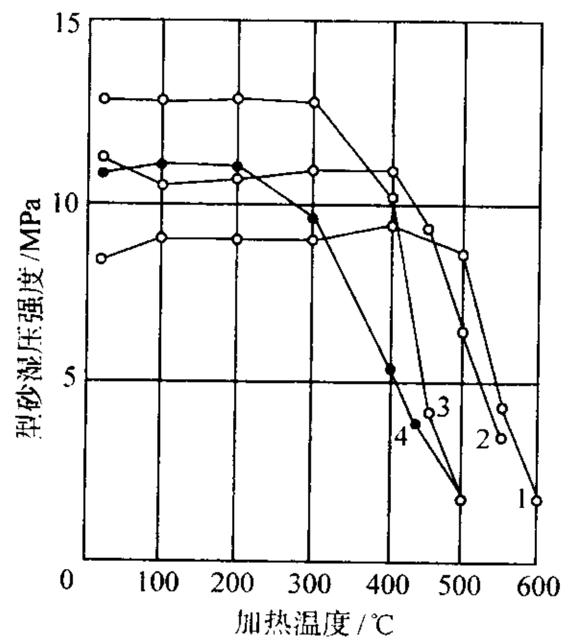


图4.1-15　钠膨润土比钙膨润土具有较好的耐热复用性

1—美国Wyoming膨润土；2—人工钠化膨润土；
3—钙膨润土A；4—钙膨润土B
型砂配比：标准砂95%，膨润土5%，
加水量按型砂紧实率45% ±1%控制

② 吸蓝量法　将烘干后膨润土约0.5 g盛在磁舟内，置入管式炉中先缓慢加热，然后分别在200℃、300℃、400℃保温焙烧1 h。冷却后称取0.2 g，测定其吸蓝量，并绘出焙烧温度与吸蓝量变化曲线。由吸蓝量的下降趋势即可判断膨润土的复用性。

（4）膨润土的人工钠化

有些湿型铸造生产要求型砂具有较高的抗夹砂能力和较高的复用性能。这就希望使用钠基膨润土或含有一定数量钠离子的钠钙基膨润土。我国天然钙基膨润土资源丰富，而且开采供应方便。相比之下，天然钠基膨润土的资源较少。为了适合铸造厂对钠基膨润土的需要，可用碳酸钠对钙基膨润土进行处理，使原来所含的钙离子部分或绝大部分被钠离子置换，称为膨润土的“钠化处理”或“活化处理”。这一过程的化学反应机理简单示意如下：

$$Ca^{2+}\text{蒙脱石} + Na_2CO_3 \rightarrow Na^{+}\text{蒙脱石} + CaCO_3 \quad (4.1\text{-}2)$$

活化膨润土时的碳酸钠加入量通常为膨润土重量的3%~5%。膨润土的钠化反应能否充分进行的关键在于钠化的工艺。我国有些铸造厂是混砂时向砂和膨润土中加入粉状或碳酸钠的水溶液。这种工艺处理后的钠离子不能充分地被蒙脱石晶体吸收和与钙离子相互置换，不但需要多加碳酸钠，而且还可能引起铸件表面黏砂缺陷。较好的活化工艺有湿法和干法两种。①湿法工艺是将膨润土和水配成泥浆后加入碳酸钠，经强力搅拌而成。这种方法适用于配制铸型涂料。如果用于湿型砂，需经过脱水、干燥、破碎、磨粉等复杂工序，所以难以在铸造厂应用，只能在膨润土加工厂进行。②干法工艺是由膨润土加工厂将开采出的膨润土破碎成小颗粒，与碳酸钠混合成具有一定湿度的混合料。有时还要添加少量增效助剂，加入挤压机（如轮碾机、双螺旋挤压机、对辊挤压机等）中反复挤压，然后存放数日老化，从而完成钠化反应过程。再经低温烘干、破碎制粉，即可得钠化膨润土产品。挤压是膨润土钠化工艺的关键。因为强力挤压作用可使钙基膨润土的团块产生相对运动而分离，增加与钠离子的接触，而使交换速度加快。挤压摩擦可产生大量的热，加快了离子运动速度和运动范围。在较大的机械力作用下，蒙脱石彼此连接的化学键遭到破坏，也有利于吸附带有相反电荷的钠离子。这些方法都有助于钠化反应的充分进行。

（5）铸造用膨润土的加工

1）膨润土人工钠化工艺　钙基膨润土的钠化工艺有干法或湿法两种。

① 湿法钠化工艺　湿法钠化工艺及可称之为悬浮液法。即将膨润土与水配成液固比大约为1:1或更稀的矿浆，向其中加入过量Na_2CO_3等钠化改性剂，然后经搅拌机较强烈的搅拌，即可得人工钠基膨润土。这种方法虽然钠化效果好，产品质量稳定，但因产品脱水、干燥等问题，应用并不广泛。只有在油田和野外地质钻探现场用钙基膨润土配制钻井泥浆时，向其中加入过量碳酸钠，使膨润土改型为钠基土，才适合采用上述的湿法钠化工艺。

② 干法钠化工艺及设备　钙基膨润土钠化的干法加工工艺应用较广泛，一般的加工流程如图4.1-16所示。这里所说的干法实际应称之为半干法。一是因为膨润土原矿本身在改型前往往含20%~40%（质量分数）的水分；二是因为加入的改型剂Na_2CO_3是以3%~8%（质量分数）溶液加入膨润土中；三是有时还需向土中加入一定量的水，使其成为易于进行挤压加工的泥状。

钙基膨润土钠化反应能否完全，关键在于钠化方法及条件，即所用的钠化工艺和设备。目前常用的钠化方法如下。

① 堆场钠化法　即在原矿堆场，将一定量的Na_2CO_3粉（约占原矿量的2%~4%）喷洒于含水约30%（质量分数）的钙基膨润土原矿中，经过翻动、搅拌、混匀、加压后，老化10天，再经干燥、粉磨、分级、包装即得改型（钠基）膨

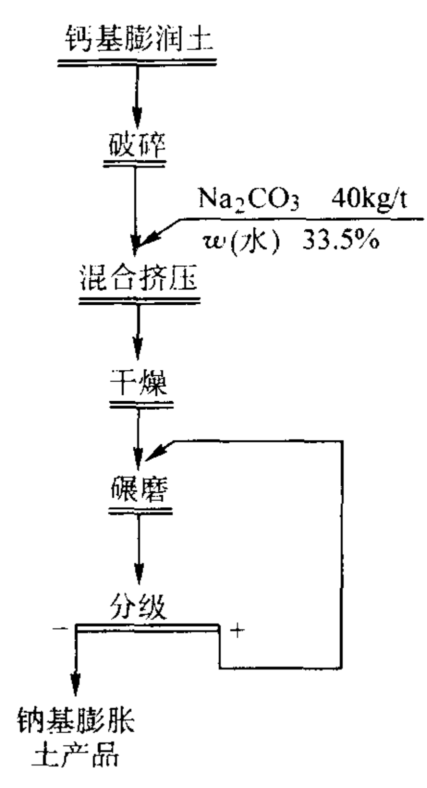


图 4.1-16 钙基膨润土钠化工艺流程

润土。这种方法工艺简单，费用较低，但加工所需时间较长，而且钠基化质量有时不太稳定。

② 轮碾钠化法 即在膨润土破碎加工过程中，将质量分数为2%～4%的碳酸钠粉加入轮碾机或其他破碎机内，同时加入少量丹宁酸，使膨润土在破碎过程中与药剂混合、压紧，从而完成钠化反应过程，再经老化（数日）、干燥、粉碎即得产品。

③ 双螺旋混合挤压钠化法 即将原矿干燥后，粉碎成直径5～10 mm的颗粒，加入双螺旋混合机中，同时加入Na_2CO_3粉，使其在机内与膨润土一起得到混合，再加入质量分数为30%左右水，混压成软泥状，经切片机切片，再干燥、粉碎即得产品。

④ 螺旋阻流挤压法 即将与碱液混匀的膨润土矿粉，经带孔板阻流的三轴螺旋混炼挤压钠化机，完成钠化反应并造粒。

⑤ 对辊挤压钠化法 将碳酸钠溶液加入到经粉碎（至粒径小于5 mm）、干燥的钙基膨润土中，拌匀后加入对辊挤压机中挤压后，经干燥、粉碎得到产品。这是近年来国内新出现的钠化方法。

目前国内尚无专门用于膨润土改型的挤压设备。从现有的生产实例来看，多是采用塑料工业中常用的各种螺杆挤出机或将其改进后使用。单螺旋挤出机的基本结构如图 4.1-17所示。这种螺杆挤出机在将物料向前输送的过程中，虽能使物料受到一定的混合、剪切、压力的作用，但总的来说，物料受力较小。另一种常用的设备是双螺杆挤出机，对于要求挤压力很大的膨润土改性，这种设备似乎更合适。

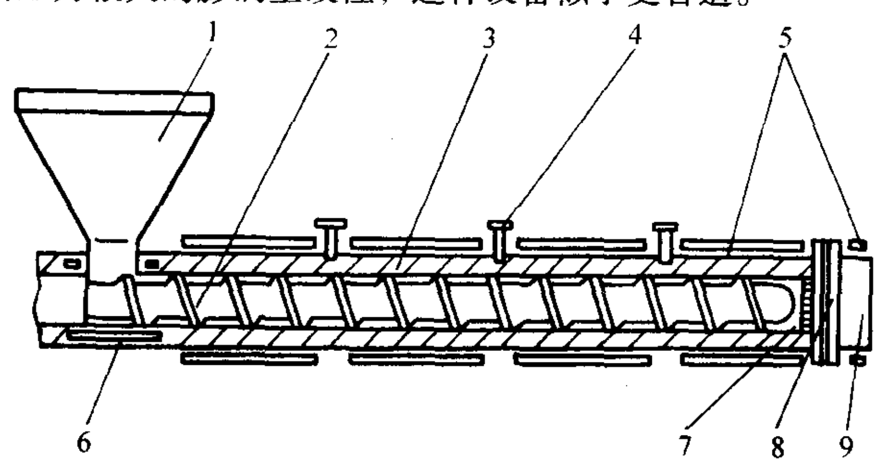


图 4.1-17 单螺杆挤出机示意图

1—料斗；2—螺杆；3—料筒；4—温度计套管；5—电热圈；6—加热口冷却水通道；7—过滤孔板；8—连接法兰；9—模头

影响钙基膨润土钠化质量的因素如下。

① 挤压作用的影响 膨润土钠化工艺实践表明，挤压作用是决定膨润土改型工艺成败的关键。研究表明，挤压在钠化过程中有三个作用：(a) 剥片作用：未经挤压的钙基膨润土常呈“团聚体”状态，在有Na_2CO_3存在的液相中，Na^+主要与“团聚体”或大的晶体表面发生离子交换，而且表面钠化后，容易形成一个较强水化膜，从而阻止内部钙基膨润土的进一步钠化。采用挤压法时，在较大剪切力作用下，晶层之间，“团聚体”内颗粒之间产生相对运动而分离，增加了与Na^+接触的面积，使交换速度加快。(b) 温度作用。因挤压摩擦产生大量的热，加快了离子运动的速度，扩大了离子运动的范围，使钠化反应的速度提高。(c) 断键作用。在较大的机械力作用下，蒙脱石彼此连接的化学键遭到破坏，这有利于吸附带有相反电荷的钠离子，有助于钠化反应的进行。

因此，当挤压力不够时，钙基膨润土晶格很难破坏，Na^+不易进入晶格内部，从而会出现钠化不完全的现象。一般钠化所需挤压力应在13 000～72 000 kPa之间。我国因尚无专用改型挤压设备，生产中常常小于实际所需挤压力。这可在挤压机机头板内加一个刮刀，在挡板上开一些小孔或减少内腔的容积等，以提高挤压力。但应注意，这样往往会影响产量。

② 膨润土湿度的影响 钠化时，膨润上湿度以20%～40%为好。湿度太大，膨润上没有受到足够的挤压作用，产生的温度效应也小；湿度太小，挤压困难，但产生的温度也较高。必须以实验结果为依据。

③ 粒度 为了钠化充分，挤压前应将膨润土粉碎到一定细度。

④ 挤压次数 一般来说，采用多次挤压时，钠化较完全。对不同膨润土，挤压次数有所不同，应由试验确定。

除了上述与挤压有关的因素外，钠化改型的增效处理，也在一定程度上影响钠基膨润土质量。在钠化时，除了加Na_2CO_3外，还加入少量丹宁酸，以增大膨润土的黏度。吉林九台膨润土改型时，加入一种叫NJG的助剂，它兼有增黏和降失水双重作用，可提高钠化后膨润土的造浆性能。

对于某些用作石油钻井泥浆的膨润土，加入碳酸钠后，经过挤压处理仍达不到国际通用的AP级膨润土标准，可以改用无机盐复合物来处理膨润土。这种复合物由碳酸钠、镁盐及少量聚合物组成。其比例为4:1:1。复合物总添加质量分数不超过3%。这种改型方法与通常的改性、增效方法相比，不需要挤压工艺，设备投资少，成本低，而且泥浆性能易控制。

2）锂改型膨润土加工工艺及影响改型的因素 用于锂改型的膨润土应是蒙脱石含量较高，可交换阳离子容量较高，分散能力较强的钙基膨润土。改型工艺主要包括以下过程。

① 混料 将原土和锂盐溶液加入碾轮混砂机中碾压均匀，使锂盐溶液均匀渗入到粉料中。碾压同时还可使物料细化，增大其晶粒总表面积。在充分分散的基础上，Ca^{2+}与Li^+发生置换反应，且置换程度随颗粒变细而增大。因此，碾压、混匀是改型的关键。

② 烘干 经过碾压、混匀的改性膨润土送入干燥设备中干燥，以脱去膨润土表面吸附水，干燥温度不超过120℃。

③ 筛分 烘干后的膨润土，根据生产要求，粉碎过筛，使其95%通过200号筛。

锂改型膨润土的质量主要以膨胀值来评价。其测定方法是将锂改型膨润土按1:1与水混合，碾压成均匀膏状。加入适量工业乙醇，配成质量分数为3%的矿浆100 mL。在碾磨机中碾磨均匀后，高速搅拌20 min，置于ϕ25 mm玻璃量筒中，静置24 h，测其沉降面高度，即可测得膨胀值（%）。

3）膨润土的有机化 膨润土具有极大的膨胀性和较好的吸附性、黏结性、触变性，但这些特性只能在极性较强的介质如水中才能表现出来，对于非极性或弱极性介质如甲苯、二甲苯、油类等溶剂中，则失去了这些特性。为了使膨润土的膨胀、吸附、黏结、触变等优良性能在非极性或弱极性溶剂中显示出来，则需要对膨润土进行有机化处理。经有机物处理后的膨润土称为有机（改性）膨润土。

有机膨润土是一种触变性胶体，属于非牛顿液体一类，其化学活性很低，不溶解在有机液体中，也不与有机液体发生反应，但在有机溶剂中可形成触变性凝胶体，而且还能抗稀酸和碱。因其胶体结构内仅含 1% ~ 2% 的水，从而使它具有很好的防水性与热稳定性，能耐 150 ~ 175℃温度。基于这些性质，它能作为有机体良好的增稠剂、油漆增黏剂、高温润滑剂、灭火剂、高效吸附剂、石油钻井泥浆等，是一种重要的化工产品。

膨润土的有机化改型，就是用有机阳离子（有机胺盐类），置换蒙脱石晶片中可交换的阳离子（如 Na^+ 等），使其覆盖于蒙脱石表面，从而堵塞了水的吸附中心使其失去吸附水的作用，从而生成一种憎水亲油的有机膨润土络合物。因此，所用的有机胺盐类又称为覆盖剂。

干膨润土中的蒙脱石常呈多个片的叠层状，需要使其分散以便于有机活化的进行。蒙脱石表面的负电荷，可以吸附 Ca^{2+}、Na^+、Mg^{2+}、K^+ 等离子，这些离子经水化作用，可使膨润土颗粒充分分散。当吸附的主要是 Na^+ 时（如钠基膨润土情况下），因 Na^+ 水化能力大于其他二价阳离子，膨润土分散程度高，有利于有机化反应的进行。其反应式如下：

$$[\text{Benton}]-\text{Na}+[\text{NH}_{4-n}\text{R}_{4-n}]\cdot\text{Cl}\rightarrow[\text{Benton}]-\text{NH}_n\text{R}_{4-n}+\text{NaCl} \quad (4.1\text{-}3)$$

式中，R 为有机基团；[Benton] 为蒙脱石骨架结构；$n=1\sim4$。

另有研究认为，有机膨润土的形成机理是，在钠基膨润土中进行离子交换的位置通常是呈中性的，有机质交换或取代无机离子就在此呈中性的离子交换位上进行。长链有机质 $[R_4-\underset{R_3}{\overset{R_1}{N}}-R_2]$ 从蒙脱石的中部已穿过，而不在边部，在单个蒙脱石片的边缘由一系列的水桥连接。

用普通膨润土生产有机膨润土的一般生产工艺包括湿法和干法两种：湿法工艺流程如图 4.1-18 所示，主要包括如下工艺过程。

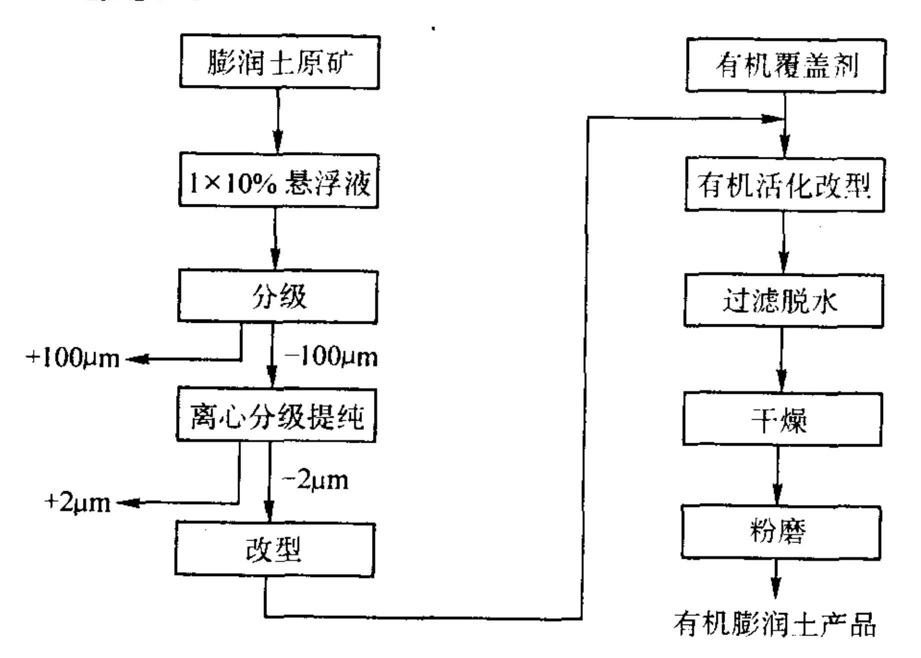


图 4.1-18 有机膨润土加工工艺流程

① 制浆 首先将膨润土在水中充分分散，并除去砂粒及杂质。矿浆浓度（质量分数）通常为 1% ~ 10%。为使膨润土分散良好，可边加料边搅拌，有时还要加分散剂。如蒙脱石含量不高，还需进行分级、提纯。

② 改型 从理论上来讲，各种黏土矿物如蒙脱石、坡缕石、皂石等均可作有机土原料，但以钠基和锂基膨润土为好。作为有机膨润土的原料，要求可交换性阳离子数量尽可能高，否则，有机物的覆盖不完全。为提高其交换容量，国外常采用 Na^+ 或 H^+ 交换树脂，对膨润土预先进行交换改型。国内则通常向膨润土中加入 Na_2CO_3 进行适当碱处理，或加入无机酸进行酸活化处理。若原料为钙基膨润土，则一定要先进行钠化改型。

③ 有机覆盖 将质量分数为 5% 左右的膨润土矿浆，加热到 38 ~ 80℃，在不断搅拌的条件下，徐徐加入充分溶解于乙二醇中的季胺盐有机覆盖剂，再连续搅拌 30 ~ 60 min，使其充分反应。反应完毕，停止加热和搅拌，再经洗涤、过滤、烘干、粉磨即得有机膨润土产品。若用户需要液状产品，则不需烘干。

④ 粉磨 烘干后的有机膨润土，通常需磨到 200 筛号的细度，检验合格即可包装。

（6）膨润土钠化改型加工实例

某膨润土矿膨润土年生产能力为 100 kt，实际年产量为 50 kt，主要产品为供铸造、球团、钻井泥浆用钙基膨润土粉、人工钠基膨润土和膨润土内外墙涂料等。

钙基膨润土原矿由矿山露天采出后直接送至晾晒场进行自然风干，使原矿中平均水分（质量分数）从 31% 降至 15%。晾晒后的一部分半干膨润土在粉磨前经过干燥或直接粉磨成 0.150 mm（100 目）、0.950 mm（150 目）、0.075 mm（200 目）产品，经干燥使水分（质量分数）降至 12% 以下，进行包装出厂。另一部分半干膨润土用浓度为 3% ~ 4% 的 Na_2CO_3 溶液进行人工钠化处理，其工艺流程如图 4.1-19 所示。

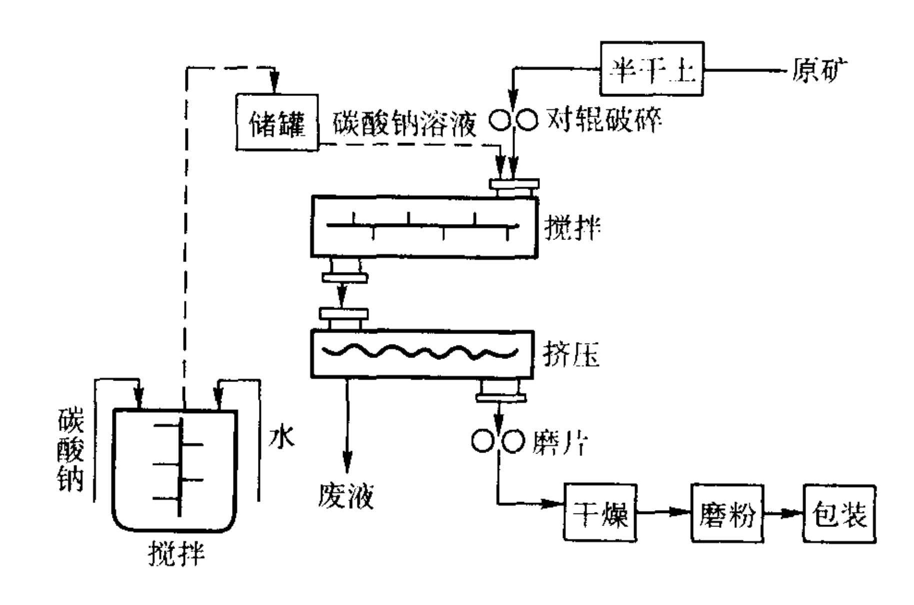


图 4.1-19 人工钠化膨润土生产流程

经过钠化处理，膨润土中钠离子含量显著提高，膨胀倍数增加到 15 ~ 20 倍，黏结性、耐火性等都大大提高。钠化前后的性能比较见表 4.1-32。

表 4.1-32 黑山钙基膨润土纳化前后的性能比较

项 目	钠化前	钠化后
湿压强度/kPa	38.25	48.10
干压强度/kPa	490.33	582.60
膨胀倍数	8 ~ 12	21
胶质价（质量分数）/%	72.34	100
膨润值/mL	10 ~ 15	32
pH 值	6.8	9.5

（7）膨润土的选用

铸造厂应当根据本厂生产铸件的特点确定使用膨润土的质量级别。如果所生产的湿型铸件比较重要，要应用湿态黏结力较高或蒙脱石含量较高的优质膨润土。这样可以减少膨润土的加入量，降低型砂的含泥量，减少型砂的吸水物质。其结果是型砂的含水量低，铸件不易生成气孔类缺陷。

如果所生产的铸件具有较大的平面，或者砂型的表面在

浇注时受金属液的高温烘烤而又不能立即被金属液覆盖，就要求型砂具有足够高的热湿态黏结强度，否则铸件会产生夹砂类缺陷。为了防止铸件产生夹砂类缺陷和提高膨润土的复用性，应当使用活化膨润土，或者用钠基与钙基混合膨润土。膨润土的活化程度或钠、钙基膨润土的混合比例应根据铸件的结构特点以及生产中造型和浇注的具体条件而定。

2.3　煤粉及其复合添加剂

2.3.1　煤粉

（1）概述

湿型用煤粉是以烟煤为原料经粉碎制成的产品，外观为黑色或黑褐色细粉。煤粉的作用是利用煤在高温的分解及分解后包覆在砂粒表面的炭膜以防止铸铁件产生黏砂和夹砂，同时也起到提高型砂溃散性的作用。因此煤粉中挥发物的含量是质量分级的主要依据。煤的挥发物包括气体和液体两部分，因此在控制湿型用煤粉的质量方面，除了挥发物的含量外，对煤粉的胶质层厚度及焦渣特性也应加以控制。

目前普遍认为适合湿型砂应用的优质煤粉在浇注过程中的作用如下。

1）在铁液的高温作用下，煤粉产生大量还原性气体，防止铁液被氧化，并可使铁液表面的氧化铁还原，减少金属氧化物和型砂进行化学反应的可能性。型腔中还原性气体主要来自煤粉热解生成的挥发分，也包括碳与型砂中水分在高温下反应生成的氢气。

2）煤粉受热后开始软化，具有可塑性。如果由开始软化至固化之间温度范围比较宽和时间比较长，则可缓冲石英颗粒在该温度区间受热而形成的膨胀应力，从而可以减少因砂型受热膨胀而产生的铸件夹砂缺陷。

3）煤粉受热后产生气、液、固三相的胶质体，胶质体的体积膨胀可部分地堵塞砂型表面砂粒间的孔隙，使铁液不易渗入。国家标准 GB/T 212—1991 将煤的“焦法特征”分为8级，能够区分煤粉受热时是否生成起黏结作用的液相，以及是否发生膨胀。

4）煤粉在受热时产生的碳氢化合物（主要为芳烃类）的挥发分在650～1 000℃高温下，于还原性气氛中发生气相热解，而在金属液和铸型的界面上析出一层带有光泽的微细结晶碳，称为“光亮碳”或“光泽碳”。这层光亮碳使砂型不受铁液润湿和难以向砂粒孔隙中渗透，从而得到表面光洁的铸件。

（2）湿型砂用煤粉的质量要求

1）挥发分　煤粉的挥发分高低取决于原煤的品种和煤粉中杂质含量的多少。煤粉应具有足够的挥发分，这是在铸型内形成还原性气氛以及产生光亮碳所必要的。通常认为挥发分质量分数不应少于28%，但并非越高越好，重要的是煤粉应有良好的形成胶质体和分解沉积出光亮碳的能力。长焰煤和气煤的挥发分较高，一般质量分数都大于38%，这两种煤粉受热分解后形成大量不稳定的低沸点胶质体，这些物质又受热分解成气态产物逸出。胶质体形成的温度间隔小，滞留时间短，而且不利于在砂型表面形成光亮碳层。所以长焰煤和气煤可用来生产煤气，而不适合用做湿型砂的抗粘砂材料。单从挥发分的数值难以判断煤粉的质量好坏。例如有的煤粉用高挥发分和含大量矸石的原煤加工制成，挥发分的测定结果质量分数可能在30%以上，但是这种煤粉不适用于湿型砂。

2）焦渣特征　焦渣特征反映煤在干馏过程中软化、熔融形成胶质体，并固化黏结成焦的特性。测定煤粉发气性后，不锈钢舟中残留物的状态与测定煤粉挥发分后瓷舟中的残留物焦渣特征非常相似。因为两者的试验条件都是煤粉在干馏条件下熔融、析气、固化的结果。因此，用发气性测定仪也能够完成焦渣特征的测定。

3）浇注阶梯铸铁试块　用所要评价的煤粉配制成专门的型砂来造型和浇注标准阶梯试块（见图4.1-20），比较试块表面状况可以直接说明煤粉的质量。

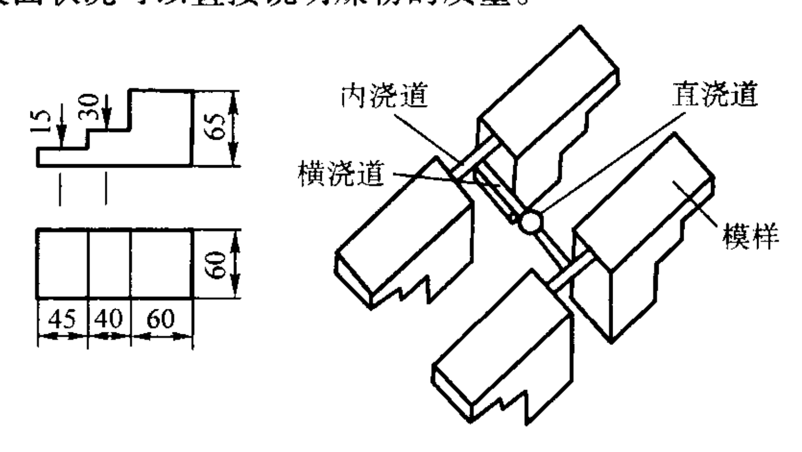


图 4.1-20　标准阶梯试块

（3）技术标准

根据机械行业标准《湿型铸造用煤粉》（JB/T 9222—1999）的规定，湿型用煤粉按其挥发物含量分为3级（见表4.1-33），其性能应符合表4.1-34的要求。

表 4.1-33　湿型用煤粉的分级

性能 \ 牌号	SMF25	SMF30	SKF35
挥发物（质量分数）/%	≥25～30	>30～35	>35

表 4.1-34　湿型用煤粉技术指标

项　目		指　标
灰分（质量分数）/%	≤	10
硫（质量分数）/%	≤	2.0
水（质量分数）/%	≤	4.0
粒度（通过140号筛的质量分数）/%	≥	95

（4）煤粉的代用品

煤粉代用品是指在湿型砂中可以完全替代或部分替代煤粉的材料。在混砂时与煤粉共同加入，相互配合使用。作为湿型铸造的煤粉代用品种类繁多，分类介绍如下。

1）油类　主要是石油炼制过程中的油状产品或副产品，这些产品的光亮碳形成能力约为40%。如果油类的黏度不高，可以在混砂时直接加入。例如用废机油代替部分煤粉，面砂中加入煤粉的质量分数为2%～3%，废机油的质量分数为0.6%～1%，使铸件的表面黏砂有所改善，提高起模性，气孔类缺陷下降。但是废机油的来源有限，不适合在大量生产中应用，常用渣油代替。

2）合成树脂及聚合物　可以是粉状的聚苯乙烯、聚丙烯酸胺、聚乙烯、聚丙烯、聚酯等。其中常以聚苯乙烯作为煤粉代用品。聚苯乙烯的光亮碳形成能力高达80%～85%，挥发分接近100%，平均粒度0.15 mm，型砂中加入量仅为煤粉重量的1/6～1/9。由煤粉更换成聚苯乙烯粉以后，型砂的需水质量分数可降低20%，透气性提高，气孔缺陷减少。型砂紧实流动性提高，砂型紧实度增加，铸件尺寸更精确；车间空气中CO含量降低，浇注时产生的苯乙烯单体含量未超过允许含量。用煤粉时，车间粉尘中煤粉残留物质量分数约为50%，而聚苯乙烯不存在这种残留物，对环境和工作场地的污染最小。但是在各种煤粉代用品中聚苯乙烯的价格最贵。

3）植物类产品　有粉状淀粉（普通淀粉、淀粉和面粉）、植物树脂、植物纤维粉等材料。虽然淀粉并不形成光亮碳，但能有效地防止铸件粘砂。例如在手工造型的湿型砂中加入质量分数为1%的面粉可以大大改善铸铁件表面质量。我国有两家静压造型的铸造工厂，按照日本汽车铸造工厂的技术，在灰铸铁型砂中不加煤粉，改为加入α淀粉。其中一家工厂的型砂中泥的质量分数降为8%～9%，紧实率

35%～40%时，型砂中水的质量分数只有2.4%～2.7%，透气率高达200～240。另一家工厂型砂中泥的质量分数降为7%～11%，型砂中水的质量分数为2.7%～3.2%、透气率为160～200。由于型砂中不加煤粉就可以减少型砂的有效膨润土含量，并使含水量降低。不加煤粉还可以使型砂的流动性好、起模容易、对环境污染少。但在较大规模铸造生产中，使用淀粉完全替代煤粉会使铸件生产成本提高。因此只在混制面砂时加入淀粉，也可以按一定比例同时加入淀粉和煤粉，以降低淀粉的消耗。

市场上还有多种"抗粘砂添加剂"、"光亮剂"、"湿型覆膜剂"等商品销售。但出于商业考虑，都不曾明确说明产品的有效成分，也给不出与铸件质量有关的检验指标（如光亮碳形成能力、焦渣特征、灰分、挥发分等）。建议铸造厂在选用任何煤粉代用品之前，应该持慎重态度，一定先进行试验，例如用同样铁液一次浇出四块阶梯试块进行比较。或是先用该产品小规模使用一段时间（例如一年），再根据铸件质量和型砂性能的变化决定是否继续长期扩大应用该种产品。

（5）复合添加剂

1）增效煤粉（合成煤粉、高光亮碳煤粉、高效煤粉）：从20世纪70年代起，欧洲煤粉供应厂商考虑到天然煤粉的不足，研制成"增效煤粉"供应铸造厂使用。采用的商品名称为"合成煤粉"，实际上是煤粉中掺有一定比例的沥青的混合物。典型的配比是（质量分数）煤粉80%～60%，沥青20%～40%。配比中的沥青过去曾用煤焦油沥青，现已改用特制的石油沥青。增效煤粉的两种成分可以取长补短，与天然煤粉相比，增效煤粉的挥发分和光亮碳形成能力较强，软化区间加宽，灰分和硫分降低，加入量下降，浇注时烟气减少。增效煤粉的光亮碳形成能力为12%～20%，在型砂中的加入量大约为天然煤粉的一半。

2）膨润土－有机物复合添加剂　在机械化大批量生产的铸造厂中，各造型线的铸件种类单一，而且都有独自的砂处理工艺，混砂时各种原材料的配比也是固定的。因此，供应厂商可以将各种附加物（包括煤粉、膨润土、淀粉和其他材料）按比例预先混合后向铸造厂销售。这样可以简化材料的储存，又可防止煤粉自燃。用户在混砂加料时，只加入一种物料，使生产控制更加方便。

将膨润土与有机物进行混配制成砂型的复合添加剂在美国和欧洲的铸造企业中已广泛应用。美国每年的这种添加剂的用量多达80万吨，占膨润土市场的较大份额。混配的有机物多达十来种，一般由两种膨润土和2～3种的有机物混配而成。表4.1-35是美国唯科国际公司（Volclay）常用的有机物添加剂的配比。图4.1-21是这种混配系统简图。

表4.1-35　常用的有机物和添加剂的配方

添加剂类型	名　称	加　入　量
碳质材料	煤粉	1）按型砂的挥发物（VCM）质量分数控制在2.0%～3.0% 2）按型砂的灼烧减量（LOI）质量分数控制在3.0%～4.5%
	沥青和沥青石	煤粉重量的1/4
	碱性褐煤	煤粉重量的1/5
纤维素	玉米芯粉、木粉、花生壳粉	膨润土重量的1.0%～3.5%
谷物、淀粉、糊精和葡萄糖	谷物	膨润土重量的0.5%～0.8%
	淀粉或糊精	
	葡萄糖	

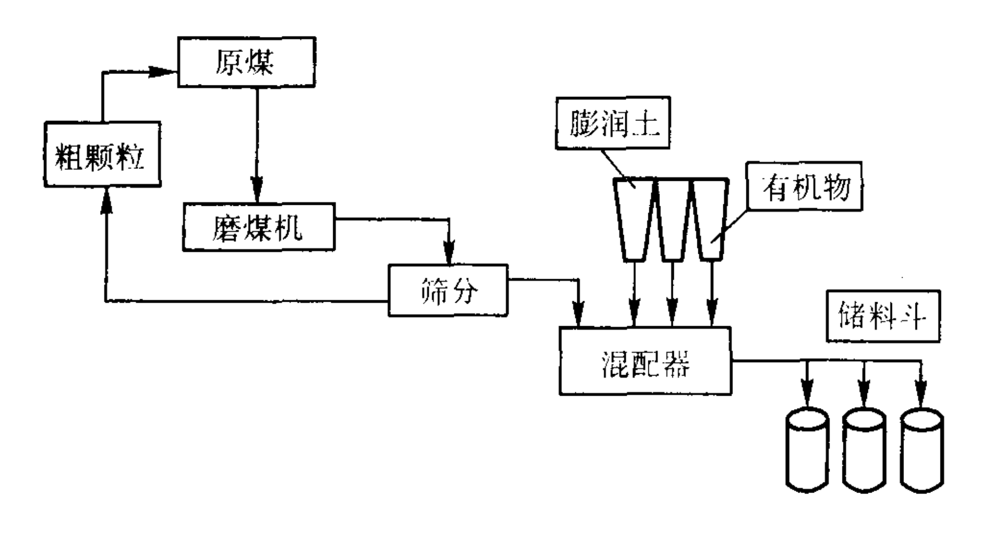


图4.1-21　膨润土－有机物复合添加剂混配系统简图

（6）煤粉及复合添加剂的选购

煤粉是我国铸铁厂湿型应用最为普遍的附加物。应用的关键是煤粉的质量好坏，用量要恰当。长期使用劣质煤粉不但不能防止粘砂和改善铸件光洁程度，而且还会给铸造生产带来灾难性后果。劣质煤粉使型砂的性能变脆，湿压强度虽高而湿剪切强度和湿拉强度降低，起模性能变差，型砂含泥量提高，含水量居高不下，透气性下降。由于煤粉的质量低劣，不得不增大加入量，又导致不得不多加膨润土，使型砂的含水量增加，从而使铸件气孔、砂孔缺陷增加。因此，对于生产要求表面光洁、无气孔和砂孔缺陷的重要铸件，一定要选用质量好的煤粉或增效煤粉。

煤粉的适宜加入量取决于多种因素，如铸件壁厚、浇注温度、浇注速度、铁液压头、[illegible]方法、型砂透气性、砂型硬度、铸件清理方法等等，必[illegible]实际使用效果调整煤粉的加入量。

2.3.2　重油和渣油

1）概述　重油也称燃[illegible]工业产物和煤焦油工业产物两种，铸造中常[illegible]是石油工业[illegible]提取汽油、煤油和柴油后的塔底油。[illegible]油仍可进一步减压分[illegible]所得塔底油为渣油。重油和适[illegible]稀释的渣油可用做铸造型[illegible]的添加材料，对防止铸件[illegible]砂有良好作用。

重油的光亮碳析出量可达（质量分数）20%左右，为煤粉的1～6倍。湿型砂中加入适量的重油不但可以减少煤粉的加入量，还可减少型砂中水的加入量，使型砂具有更好的造型性能。

渣油除稀释后做抗粘砂材料外还可做砂芯黏结剂。

2）技术指标　铸造生产中使用的重油，根据石油化工行业标准《重油（燃料油）》（SH 0356—1992）的规定，其质量指标见表4.1-36。

2.4　淀粉类附加物

1）概述　淀粉的原料有玉米、木薯、小麦、马铃薯等，主要用于食品、纺织、造纸等行业。未经化学处理的淀粉为天然淀粉。为满足不同的要求，常常对淀粉进行不同方法的加工，加工后的淀粉有磷酸淀粉、醚化淀粉等十几种。

表 4.1-36 重油（燃料油）的技术指标（摘自 SH 0356—1992）

项目		质量指标								试验方法
		1号	2号	4号轻	4号	5号轻	5号	6号	7号	
闪点（闭口）/℃≥		38	38	38	55	55	55	60	—	GB/T 261—1983
闪点（开口）/℃≥		—	—	—	—	—	—	—	130	GB/T 3536—1983
水和沉淀物（体积分数）/%≤		0.05	0.05	0.05	0.05	1.00	1.00	2.00	3.00	GB/T 6533—1986
馏程/℃	10%回收温度≤	215	—	—	—	—	—	—	—	GB/T 6536—1997
	90%回收温度≥	—	282	—	—	—	—	—	—	
	不高于	288	338	—	—	—	—	—	—	
运动黏度/$mm^2 \cdot s^{-1}$	40℃	1.3~2.1	1.9~3.4	1.9~5.5	5.5~24.0	—	—	—	—	GB/T 265—1988 或 GB/T 11137—1989
	100℃	—	—	—	—	5.0~8.9	9.0~14.9	15.0~50.0	—	
10%蒸余物残碳（质量分数）/%≤		0.15	0.35	—	—	—	—	—	—	SH/T 0160—1992
灰分(质量分数)/%≤		—	—	0.05	0.10	0.15	0.15	—	—	GB/T 508—1985
含硫量(质量分数)/%≤		0.50	0.50	—	—	—	—	—	—	GB/T 380—1977(1988) 或 GB/T 388—1964(1960) 或 GB/T 11140—1989
铜片腐蚀（50℃，3 h）（级）≤		3	3	—	—	—	—	—	—	GB/T 5096—1985
密度（20℃）/$g \cdot cm^{-3}$		— ≤0.846	— ≤0.872	≥0.872 —	— —	— —	— —	— —	— —	GB/T 1884—2000 及 GB/T 1885—1998
倾点/℃≤		-18	-6	-6	-6	—	—	—	—	GB/T 3535—1983

注：本标准的某一个牌号燃料油只有一个指标不符合时，也不能自动改为下一级牌号。除非它符合下一级牌号的全部要求。然而，对特殊操作条件的个别指标的修改可在买方、卖方和生产厂间协商。表中规定的试验方法是仲裁方法，允许采用其他相应方法。

在铸造中使用的淀粉有三类：①天然淀粉，天然淀粉也称β淀粉，大都为有微晶结构的圆形或多角形颗粒。②α淀粉，将天然淀粉与水混合，在一定温度、压力下进行糊化处理，使淀粉的体积膨胀，分子[illegible]，微晶结构破坏，膨胀后的颗粒又相互缠绕，再经烘[illegible]粉碎，即可获得细颗粒的α淀粉。若添加氢氧化钠[illegible]等膨润剂，淀粉在常温也可糊化。③糊精，糊精[illegible]酸、酵素作用下分解的生成物。

淀粉外观[illegible]是淀粉在[illegible]或粉末。它是由葡萄糖分子组成的[illegible]为白色或灰白色的颗粒[illegible]子式为 $(C_6H_{10}O_5)_n$。自然状态[illegible]多糖高分子化合物，化学分[illegible]结构，呈链状连接的叫链淀[illegible]下，淀粉的每个颗粒都有复杂的[illegible]的叫支淀粉（或支链淀粉[illegible]粉（或直链淀粉），呈树枝状连接[illegible]合。淀粉中支淀粉的[illegible]）。支淀粉侧链通过氢键与链淀粉结[illegible]含量越高，淀粉的黏性越大。

天然淀粉常温下不溶于水，用水调匀并加热后，淀粉变成黏稠的糊状物，且温度升高，黏度逐渐增大，由此产生黏结力。同时，对用砂子、淀粉和水的混合料制好的型（芯）进行加热，其内部的淀粉向表层迁移，致使表层的淀粉含量和强度增加。由于天然淀粉具有这一特性，它既可以作为油砂的辅助黏结剂，用以提高油砂的湿强度、保持油砂的干强度，又可以作为型砂的主黏结剂，而且特别适合做热壳芯砂的黏结剂。

α淀粉一般作为机器造型湿型砂的附加物，用以改善型砂的韧性和起模性，提高型砂的热湿拉强度和抗夹砂结疤能力，提高砂型的表面强度和抗冲蚀能力。

2）技术标准 目前，有关淀粉的技术标准大多是针对食品工业制定的，铸造用淀粉尚无正式标准。天然淀粉和α淀粉的技术指标可参照表 4.1-37 进行控制。

表 4.1-37 天然淀粉的技术指标

性能 原料	颗粒特征					主要组成（质量分数）/%					链淀粉	
	淀粉类型	颗粒形状	直径/μm（平均直径）	比表面积/$cm^2 \cdot g^{-1}$	密度/$g \cdot cm^{-3}$	水	类脂物（干基）	蛋白质（干基）	灰分	磷（干基）	质量分数/%	聚合度
玉米粉	谷物种子	圆形、多边形	2~30（10）	3 000	1.5	13	0.8	0.35	0.1	0.02	28	400~15 000
小麦粉		圆形、扁豆形	0.5~45（23）	1 100			0.9	0.4	0.2	0.06	—	250~1 300
木薯粉	根	圆形、截头圆形	4~35（15）	2 000			0.1	0.1	0.1	0.01	17	580~2 200
马铃薯粉	块茎	圆形、椭圆形	5~100（26）	1 100		19			0.35	0.02	21	840~22 000

续表 4.1-37

原料 \ 性能	支淀粉 含量（质量分数）/%	支淀粉 聚合度 /10⁶	支淀粉 胶化温度/℃	胶化特性 淀粉质量分数5%溶液的黏度(平均黏度)/Pa·s	胶化特性 95℃膨胀倍数	胶化特性 95℃溶解度（质量分数）/%	胶化特性 100 mL水中临界含量/g
玉米粉	72	0.3～2	62～72	30～1（0.60）	24	25	4.4
小麦粉	—	0.3～3	58～64	0.20～0.50（0.30）	21	41	5.0
木薯粉	83		59～69	0.50～1.5（1.0）	71	48	1.4
马铃薯粉	79		56～60	1.0～5.0（3.0）	1 153	82	0.1

3 与型砂质量有关的铸件缺陷及其预防

在黏土砂型铸造中，由于各方面的原因，经常造成一些铸件缺陷。其中与型砂密切相关的铸件缺陷主要有胀砂、黏砂、夹砂、砂眼、气孔和裂纹等。为了进一步控制型砂的性能，提高铸件的质量，必须对这些缺陷有比较全面的了解。只有正确地鉴别缺陷的类型，才能更好地分析缺陷的形成原因，采取预防的措施。

3.1 气孔

气孔是气泡在金属液结壳之前未及逸出，而在铸件内生成的孔洞类缺陷。气孔的内壁光滑、明亮或带有轻微的氧化色。铸件中产生气孔后将会减少其有效承载截面，并会由于在气孔周围引起应力集中而降低铸件的冲击韧度和疲劳强度。气孔还会降低铸件的致密性，致使某些要求承受水压试验的铸件报废。此外，气孔对铸件的耐腐蚀性和耐热性也有不良的影响。

(1) 气孔的类型

气孔大致可分成析出性气孔、反应性气孔和侵入性气孔等三种类型。

1) 析出性气孔　在熔炼过程中溶入金属中的气体，当金属冷却凝固时由于其溶解度降低而从金属中析出形成的气孔称为析出性气孔。析出气孔中的气体大都为氢和氮（因为氢和氮在金属中有较大的溶解度，而在金属凝固时溶解度又大为降低），呈分散的麻点状圆孔，表面光亮，常布满于整个铸件断面，而且同一炉浇注的铸件往往会同时出现。铝合金铸造中常见的氢针孔便属于析出气孔。其次，析出气孔在铸钢中也比较常见。析出气孔较多的铸件中冒口缩孔较小，并有不同程度的冒口上涨现象。灰铸铁中有时也可能析出氢气孔，大都在靠近热节处呈狭长裂缝状（也有呈圆形的），表面光洁，内腔常常有一层石墨薄膜，常在冲天炉头几批铁液浇注的铸件上出现。

2) 侵入性气孔　侵入性气孔是气体从外部侵入金属液中不能排出而形成的气孔。气体来源有型砂、型腔和冷铁等多方面；另外在浇注时也可能卷入气体。其特征是铸件中局部出现气孔，暴露在铸件表面或隐藏在铸件内部。侵入气孔大都呈圆形或椭圆形（有时因铸件收缩和金属液波动而使气孔形状不甚完整），有的呈喇叭形（或称梨形），其根部所指常常就是气体侵入之处。图 4.1-22 为侵入气孔的实例。这类气孔多分布在铸件上部，靠近砂型和砂芯的表面处，常常单个或局部存在。有时在铸件断面上可发现一连串的气孔，此时可按其轨迹找到发气源。气体过多时可是蜂窝状气孔。侵入气孔的气体多为水蒸气、CO、CO_2 或碳氢化合物。

3) 反应性气孔　铸型（包括型砂和冷铁）与金属之间，金属与渣滓之间或金属中某些成分之间发生化学反应而生成的气孔称为反应性气孔。在铸铁和铸钢黏土砂造型中，这类气孔中的气体大都是一氧化碳和氢气，球墨铸铁件黏土砂造型时则为硫化氢气体、镁蒸气和氢气等，大都均匀分布于铸件皮下，因而又称皮下气孔。这类气孔在同炉浇的同类铸件中往往成一片出现，大都是针状或蝌蚪状，与铸件表面垂直（见图 4.1-23）。球铁件中常见的皮下气孔便属于反应气孔。

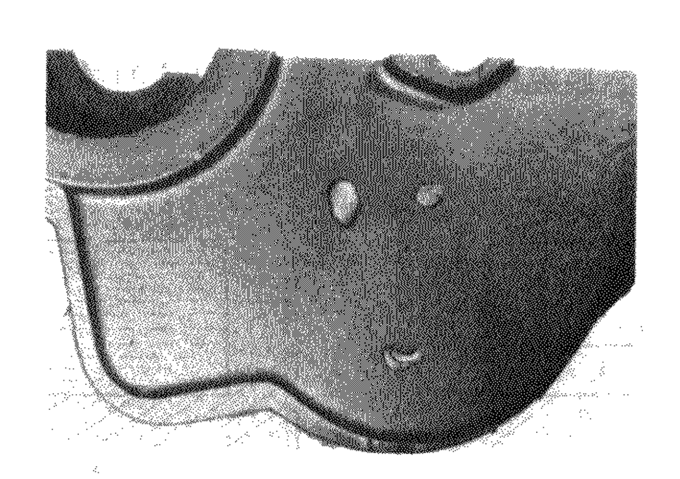
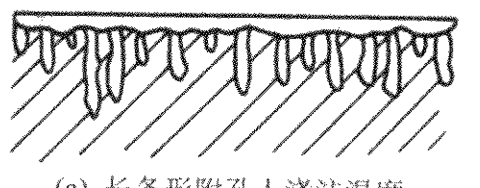
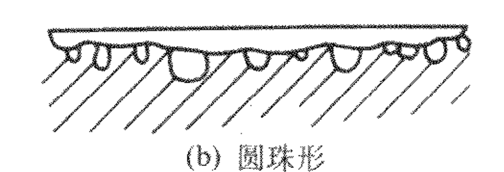


图 4.1-22　铸件表面的侵入性气孔



(a) 长条形附孔入浇注温度



(b) 圆珠形

图 4.1-23　反应气孔形状

以下主要讨论与黏土砂关系比较密切的侵入性气孔和由于砂型与金属之间发生化学反应而生成的反应性气孔。

(2) 侵入性气孔的成因和预防措施

在金属的热作用下型砂中生成的气体为侵入性气孔的主要来源。有人对生产铸钢件的铸型进行试验表明：当金属液接触铸型后，短时间内铸型中气体陡增，然后又迅速减少，好似一个气浪。随着温度的增加，气浪也增大。随后又出现第二个较弱的气浪（见图 4.1-24）。在出现第一个气浪时形成气孔的危险性最大，因为此时金属表面尚未形成硬壳。

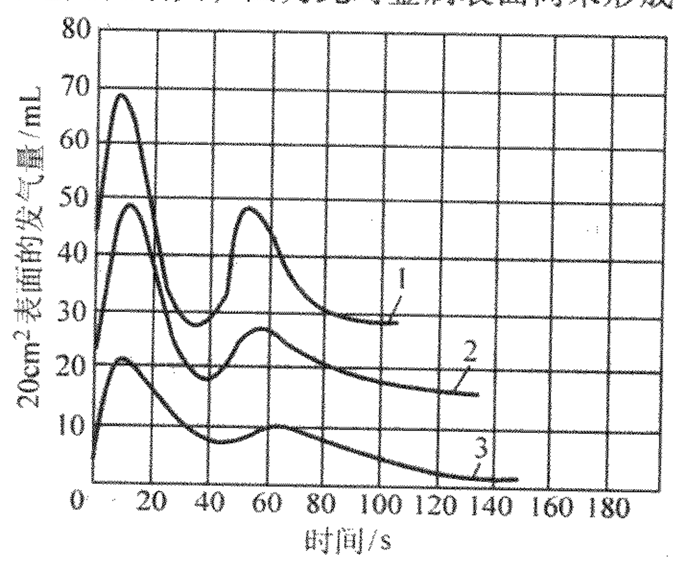


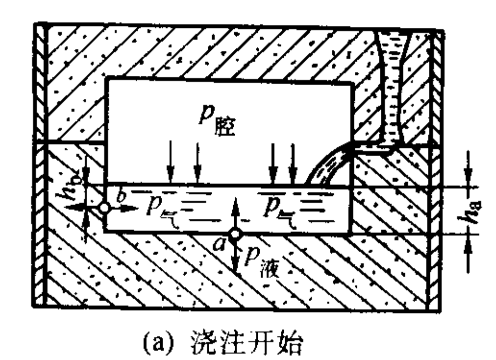
图 4.1-24　金属热作用下铸型表面发生气体的情况

浇注温度：1—1 550℃；2—1 460℃；3—1 330℃

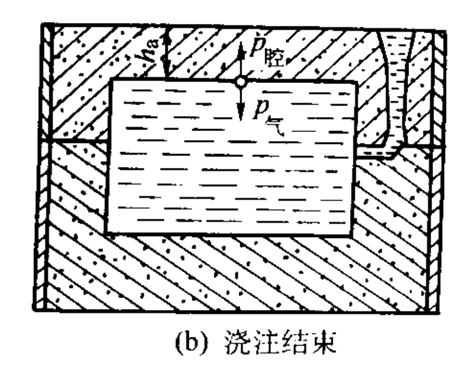
砂型内形成的气体因剧烈膨胀而向四周扩散。气体的实际流向取决于多方面的因素。以砂型底部 a 点为例（见图4.1-25），按照温差的作用来说，产生的气体从高温处向低温处流动。即背着热源向砂型外部逸出，但在气体通过砂型的过程中遇到一定的阻力，从而使砂型表面保持一定的气体剩余压力。如果气体的剩余压力超过来自金属方面的阻力，则在下列条件下气体便有可能侵入金属液。

$$p_{气} > p_{液} + p_{腔} + F_{金} \quad (4.1\text{-}4)$$

式中，$p_{气}$ 为在砂型表面的气体剩余压力；$p_{液}$ 为液体金属的静压力，$p_{液} = hdg$，h 为金属液高度，d 为金属液密度，g 为主力加速度；$p_{腔}$ 为型腔中气体压力；$F_{金}$ 为气体侵入时所受到的金属液的阻力，取决于金属液的黏度和表面张力。



(a) 浇注开始



(b) 浇注结束

图 4.1-25　铸型产生气体的运动

侵入金属液的气泡形成过程如图 4.1-26 所示。在金属液浇注温度高、黏度小的条件下侵入的气泡能上浮。若金属液面已凝固，气泡不能浮出而留在铸件内，即形成圆形或扁圆形气孔。若气泡侵入金属液后没有上浮，则在侵入时便形成梨形气孔。若铸件表面已凝固，则气泡不能侵入，但因刚开始凝固成的硬皮强度很低，气泡有可能使硬皮发生局部变形而留下凹坑，在铸件表面出现表面气孔。

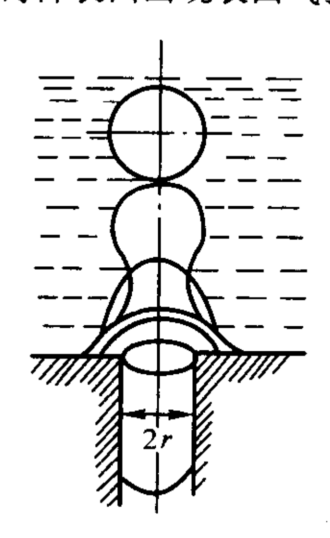


图 4.1-26　侵入金属液的气泡形成过程

为了预防气孔，应满足下列条件：$p_{气} < p_{液} + p_{腔} + F_{金}$，可以增大 $p_{液}$、$p_{腔}$、$F_{金}$ 或减小 $p_{气}$。要增加 $p_{液}$，可以采用快速浇注的方法，或者增加上砂箱高度。但增加浇注速度和上箱高度往往会带来其他一些问题，受到其他工艺条件的牵制。而 $p_{腔}$ 和 $F_{金}$ 更不可能利用来防止气体侵入金属。实际上可以用来防止气体侵入金属的决定性条件是减小气体剩余压力 $p_{气}$，其主要措施是提高型砂的透气性和减小型砂的发气性。

1）提高型砂的透气性　关于控制型砂透气性的问题前面已经谈过，需要注意的是，温度升高时型砂的透气性下降，这也许是由于加热过程中型砂膨胀的缘故。因此，对常温下的型砂透气性应当规定得高些，以适应高温条件下的要求。在小件生产中扎气眼，在大的型芯中部放炉渣或焦炭等操作方法都有助于提高透气性。

当同时应用面砂和背砂时，为了有利于铸型中的气体外逸，背砂的透气性应当高于面砂。在全部采用旧砂作背砂时应当加强除尘处理，并经混砂机混碾，这也是预防铸件气孔缺陷比较有效的措施。生产中还常采用在砂型背面扎气眼的办法来增加砂型的透气性。

2）减少型砂的发气性　对于减少型砂的发气量，砂型烘干（包括表面烘干）有明显的作用；砂型烘干不仅可减少型砂的发气量。而且可提高透气性。采用湿型生产时，须避免型砂中含水量过高。为此，不仅在配砂时要严格控制型砂的水分，在造型操作中也要避免在起模和修型时刷水过多。

3）合理地安排出气冒口　这样可有利于漂浮在金属液面上的气体通过出气冒口向外逸出。

4）适当提高浇注温度　在实际生产中，为了获得表面光洁的铸件，往往不能过分提高型砂的透气性，因而难以满足上述防止气体侵入金属的条件，难免有部分气体侵入金属。此时，如果浇注温度足够高，则由于金属液的黏度低，侵入金属液的气体便容易上浮。因此，提高金属的浇注温度固然会增加型砂中的发气量，并会使金属在冷却过程中析出的气体量有所增加，但却有利于已经侵入金属的气体外逸。实践表明，在采用钠基膨润土砂生产大型铸铁件时，适当提高铁液温度可以有效地预防侵入性气孔缺陷。

（3）反应性气孔的成因和预防措施

铸钢件的皮下气孔主要是由于钢液与黏土砂型接触时产生了如下反应：

$$Fe + H_2O\text{（汽）} \rightarrow FeO + H_2 + Q\text{（热量）} \quad (4.1\text{-}5)$$

生成的氢在较高的氢分压和较高温度下会离解为原子氢，在铸型透气性不足的情况下会向钢液中扩散（溶解），使钢液中的含氢量过饱和，形成氢皮下气孔。

上式反应生成的 FeO 和钢液由于脱氧不良而残留的 FeO 则会与钢液中的碳发生如下反应：

$$FeO + C + Q\text{（热量）} \rightarrow Fe + CO\uparrow \quad (4.1\text{-}6)$$

生成的 CO 给氢提供气泡核心，或者直接形成 CO 气泡。

这种气泡在钢液凝固期间最容易产生，这主要是因为气泡在固-液两相上生长要比在纯液体中生长容易得多，而且凝固期间残留的液体比较黏稠，生长的气泡不容易逸出的缘故。如果金属结晶中有形成柱状晶（垂直于铸件表面的树枝晶）的倾向，则气体就不断地在晶体表面析出，气泡在柱状晶间长大时必然朝向阻力最小的方向，即朝铸件中残存有液体的方向进行膨胀，因此便形成了与钢液凝固方向相同的、垂直于铸件表面的长条形气孔（针孔）。如果金属中含气量高，气泡中分压力相当大，则还可能穿透凝固薄层与大气连通，形成露头的针孔。如果金属不形成柱状晶，则气孔可能呈圆珠形。

球墨铸铁件的反应性皮下气孔主要是由于铁液中逸出的镁和铁液表面的硫化镁与来自型砂中的水蒸气发生如下反应：

$$Mg + H_2O \rightarrow MgO + 2[H]\uparrow \quad (4.1\text{-}7)$$

$$MgS + H_2O \rightarrow MgO + H_2S\uparrow \quad (4.1\text{-}8)$$

生成的氢、氧化镁和硫化氢等气体，在铁液与铸型的界面上产生较大的压力，而由于球墨铸铁的凝固特征（糊状凝固），其表面层往往在较长时间内不能完全凝固，所以当砂型的透气性不足则气体便会穿透铁液表层而侵入铸件。侵入的气体若不能尽快逸出，当铸件表层凝固后，气体便留于铸件表皮下面，形成皮下气孔。

此外，球墨铸铁中的镁铁碳化合物能使水分解，产生乙炔气体，而后再从乙炔分解出氢气：

$$(Fe\cdot Mg)C_2 + H_2O \rightarrow (Fe\cdot Mg)O + C_2H_2\uparrow \quad (4.1\text{-}9)$$

$$C_2H_2 \rightarrow 2C + H_2 \quad (4.1\text{-}10)$$

用镁作为触媒，还能使水蒸气和铁液中的碳反应，生成一氧

化碳和氢：

$$C + H_2O \xrightarrow{(Mg)} H_2\uparrow + CO \qquad (4.1\text{-}11)$$

这些气体也都能导致产生气孔。

为了预防反应性气孔，在金属熔炼和处理过程中要采取措施，例如钢液熔炼时必须保证充分去气和脱氧，球墨铸铁处理中要限制残留镁量，而在型砂和工艺方面可采取下列措施。

1）尽量减少型砂中水分，必要时可采用表干型或干型。

2）提高型砂的透气性，以利于反应生成的气体外逸。

3）对于球墨铸铁，可加入煤粉、渣油或沥青类附加物。由于这类附加物能产生还原性气体，防止铁液氧化，并在铸型与金属接触的界面生成薄层碳膜，使铸型与金属之间的化学反应难以进行。

4）球墨铸铁的浇注系统要保证铁液迅速而平稳地充填铸型，一般宜采用开放式浇注系统。铁液平稳充型可保持铁液表面氧化膜的完整性，阻碍反应生成的气体侵入铸件。

5）球墨铸铁浇注温度应适当提高，以延长球墨铸铁铁液的凝固时间，这样在表层反应生成的气体就有可能向铸件内部扩散，从而使表层处因局部含气量过高而导致的皮下气孔减少。

3.2 粘砂

铸件表面上黏附着一层难以清除的砂粒称为粘砂。粘砂不仅影响铸件外观（见图 4.1-27），而且会影响机器的工作寿命，例如铸齿表面有粘砂时容易损坏，泵或发动机等机器的零件中若有粘砂，则将影响流体（包括液体、燃料油、气体、润滑油和冷却水等）的流动，并会沾污和磨损整个机器。一般铸件由于粘砂而报废的还不多，但为了清理铸件表面的粘砂往往要耗费大量的时间和劳动；粘砂还使得切削加工困难，加快了刀具的磨损。因此，对于粘砂缺陷必须引起足够的重视；在铸造中应当积极预防和消除粘砂缺陷。

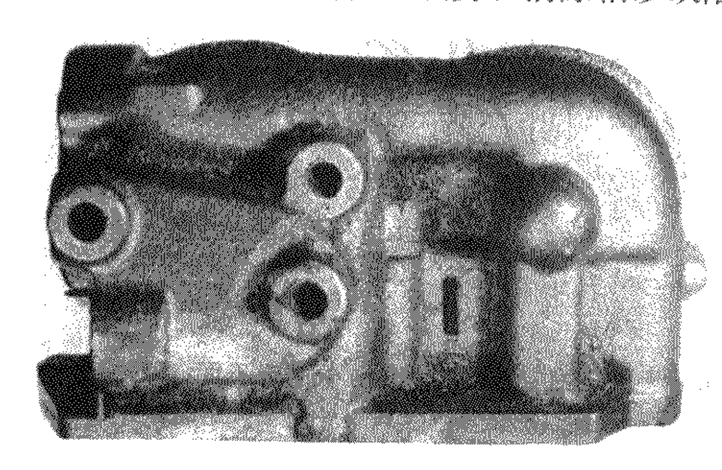


图 4.1-27　铸件表面机械粘砂

过去人们把粘砂划分为热粘砂、机械粘砂和化学粘砂等三种类型。所谓热粘砂是指型砂熔化而与铸件粘合在一起的粘砂类型。随着生产科学的发展，热粘砂理论已不再强调。因为在多数情况下，造型材料的熔点比金属液的浇注温度高，只有通过化学反应产生低熔点物质之后才会导致热粘砂，因此热粘砂实际上属于化学粘砂的范畴。到了 20 世纪 50 年代，由于水玻璃砂的推广应用，出现了“易剥离粘砂层”的概念。

机械粘砂和化学粘砂这两种类型的粘砂往往是互相联系、相互影响的。而在不少情况下，铸件上的粘砂常以综合性的粘砂出现，即机械-化学粘砂。但为了便于阐明粘砂的本质，通常仍将粘砂进行分类研究。

（1）机械粘砂

金属液渗入砂粒间的孔隙，凝固后将砂粒机械地粘连在铸件表面上，称为机械粘砂。

影响机械粘砂的因素主要有以下几种。

1）金属液对铸型表面的润湿性　金属渗入铸型的程度首先与金属液对铸型表面是否润湿有密切的关系。金属本身一般都不润湿石英类黏土砂型表面，但当铸型表面为氧化性气氛时，金属液表面很容易形成 FeO、Fe_2O_3 等金属氧化物，而金属氧化物却能润湿砂型表面。

铸型可以被看成毛细管体系，型砂之间的空隙可看成一个个的毛细管。根据毛细管特性可知：如果液体润湿毛细管，则毛细管中液面上升；如果液体不润湿毛细管，则毛细管中液面下降。因此，在同样的金属液压力下金属氧化物渗入的深度远比金属渗入的深度大。

液体对铸型的是否润湿或其润湿程度可用润湿角 θ 来衡量（见图 4.1-28）。润湿角为液体和铸型（固体）分界线通过液、固、气三相交点和液滴表面的切线所夹的角。当 $\theta < 90°$，$\cos\theta$ 为正值，液体能润湿铸型；$\theta > 90°$，$\cos\theta$ 为负值，液体不润湿铸型；当 $\theta = 0$ 或 $\theta = 180°$时，则分别表示该液体完全润湿或完全不润湿铸型。

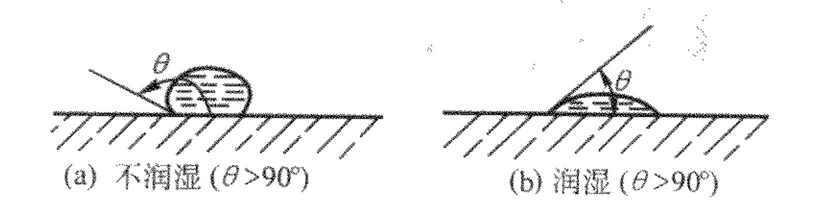


图 4.1-28　金属液体对铸型的润湿程度

润湿性主要与造型材料的性质和砂型表面的气氛有关，例如在氧化性（空气）、弱氧化性［氮和氧 φ0.5%］、中性（氮气）气氛中，工业纯铁与硅砂的润湿角分别为 52°、83°、111°，对镁砂分别为 90°、107°、113°。由这些数据可以看出，在中性气氛中工业纯铁对硅砂和镁砂都不润湿，但在氧化性气氛中工业纯铁对硅砂润湿，而对镁砂仍不润湿。至于铁对锆砂则更不容易润湿。

金属的成分对润湿性也有影响，如工业纯铁中氧和锰的含量增加能使润湿性大为提高。故钢液脱氧不完全或用高锰钢［含 w（Mn）= 13%左右］浇注时都容易发生机械粘砂。

2）金属液压力　金属液压力对机械粘砂的影响很大，当金属液压力超过临界压力时金属液便有可能渗入铸型而形成机械粘砂。金属液压力越高，机械粘砂越严重。因此，高大铸件的底部比较容易形成机械粘砂；铸件上由型芯形成的内腔表面，由于金属凝固收缩时产生的压力（同时冷却也比较慢），比外表面更容易形成粘砂。

3）浇注温度和铸件壁厚　浇注温度越高，铸件壁厚越大，则金属液在铸型表面保持液态的时间越长，金属液的流动性越好，因而渗入孔隙内的金属液越多。与此同时，金属液温度较高时，铸型被剧烈加热，渗入孔隙内的金属也不易冷凝，因而渗入的深度也大。反之，如果浇注温度低，铸件壁薄，则机械粘砂的程度小，或者不发生机械粘砂。因此，铸件的厚壁部分或转角等热节部分比较容易产生粘砂。

4）砂粒大小和砂型紧实度　在一般情况下，减小铸型表面的孔隙可减小金属液的渗入深度，因此采用细粒砂和提高砂型的紧实度均可减少机械粘砂。随着砂粒空隙减小时型砂的透气率下降。因此也有人认为为了减少机械粘砂，应当采用具有低透气性的细粒砂。

但是，在浇注温度较高的情况下，有时在金属渗入深度上细砂反比粗砂大。这是由于浇注温度提高到一定程度后细砂先被烧结而使空隙变大的缘故。当浇注温度更高时，粗砂也被烧结，此时金属渗入深度比烧结后的细砂更大。

5）铸型表面材料的导热性　铸型表面材料的导热性越好，则金属液（或金属氧化物）凝固越快，不容易渗入，即

使渗入铸型孔隙，也由于迅速冷凝而减小了渗入的深度。铬铁矿砂、镁砂和锆砂等特种砂的导热性均比普通砂好，这也是这些材料可用作良好的防粘砂材料的原因之一。

6）气体压力　铸型中产生的气体积聚在铸型表面，对金属液的渗透起到了一定的阻碍作用。但在高压紧实的砂型中有时由于水汽的积聚产生"水爆炸"，又会加强金属的渗透，造成机械粘砂（见图4.1-29）。

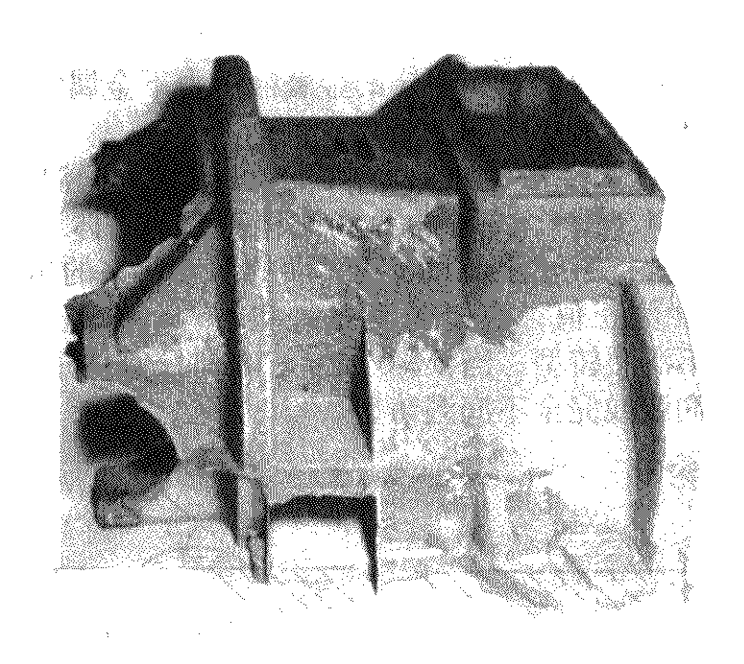


图4.1-29　由于水分爆炸引起的铸件表面粘砂

（2）化学粘砂

在高温条件下金属氧化物与铸型间发生化学作用而使金属表面与铸型发生黏结的现象称为化学粘砂。

纯金属一般并不润湿铸型，因而也不与铸型起化学作用；但是钢铁金属表面极易氧化。首先，熔融的钢铁金属都含有一定数量的氧，它以溶解状态或以氧化铁的形式存在。其次，在实际的铸型内通常都是氧化性气氛，因此使浇注入型的金属液又进一步被氧化。而金属氧化物能与型砂起化学作用。

由铁-氧系状态图可知，铁能形成三种氧化物：FeO、Fe_3O_4 和 Fe_2O_3，其熔点分别为 1 370～1 380℃，1 597℃，1 600℃。可见，FeO 的熔点最低，它在形成化学粘砂时起着主要作用。金属氧化物与型砂发生的化学反应可用下式表示：

$$2FeO + SiO_2 \rightarrow 2FeO \cdot SiO_2 \text{（铁橄榄石）} \qquad (4.1\text{-}12)$$

由 $FeO-SiO_2$ 相图（见图4.1-30）可知。生成的新化合物的熔点极低，其第一种共晶［$w(SiO_2)=22\%$］的熔点仅1 220℃，因此流动性很好（即使铸件表面已经凝固完，生成的新化合物仍将呈液态），易于渗入铸型的孔隙内，从而将金属与砂型连成一体。与此同时，FeO 的熔点也低于纯金

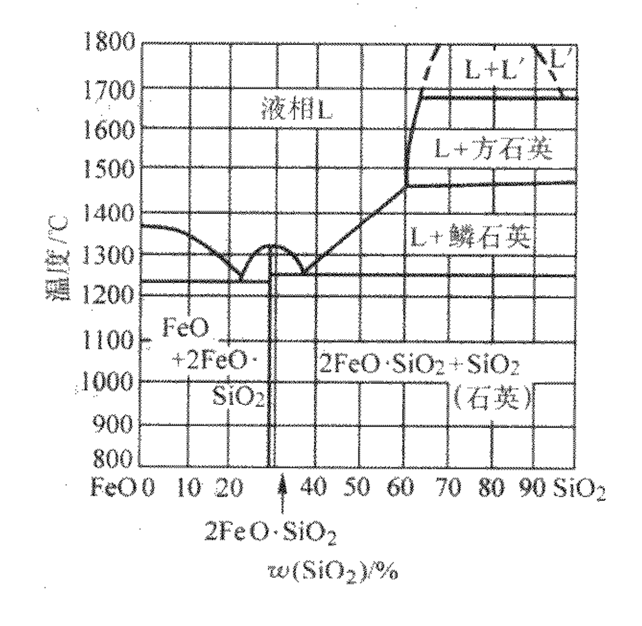


图4.1-30　$FeO-SiO_2$ 相图

属（FeO 为1 370℃，Fe 为1 535℃），且能润湿型壁，也易于渗入砂型，其结果便扩大了 FeO 与型砂的作用面积，促使化学粘砂加剧。图4.1-31表示化学粘砂的形成过程。

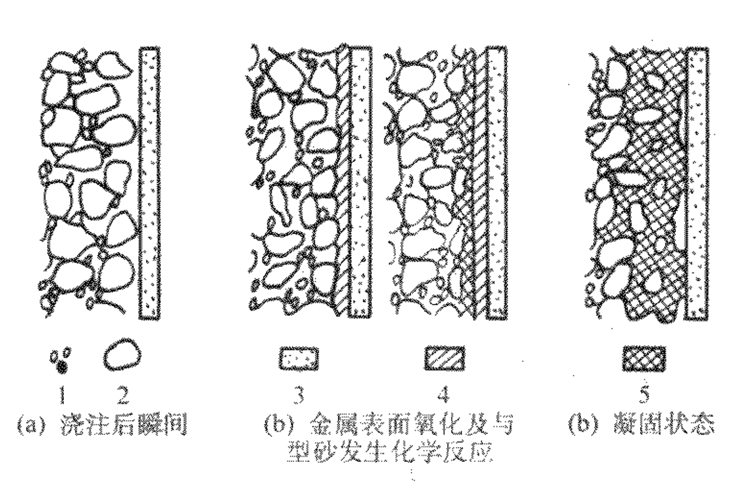


图4.1-31　化学粘砂的形成过程

1—黏土；2—砂；3—钢；4—氧化铁；5—铁的硅酸盐

有人认为，金属氧化物还与型砂中的黏土（包括普通黏土和膨润土）发生化学作用。例如普通黏土在高温下分解的偏高岭石（$Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O = Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 + 2H_2O$）与铁的氧化物发生下列反应：

$$Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 + 2FeO \rightarrow 2FeO \cdot SiO_2 + Al_2O_3 \qquad (4.1\text{-}13)$$

化学粘砂的厚度取决于了金属氧化物的渗入深度。金属氧化物的渗入深度与不同气氛的关系见图4.1-32。

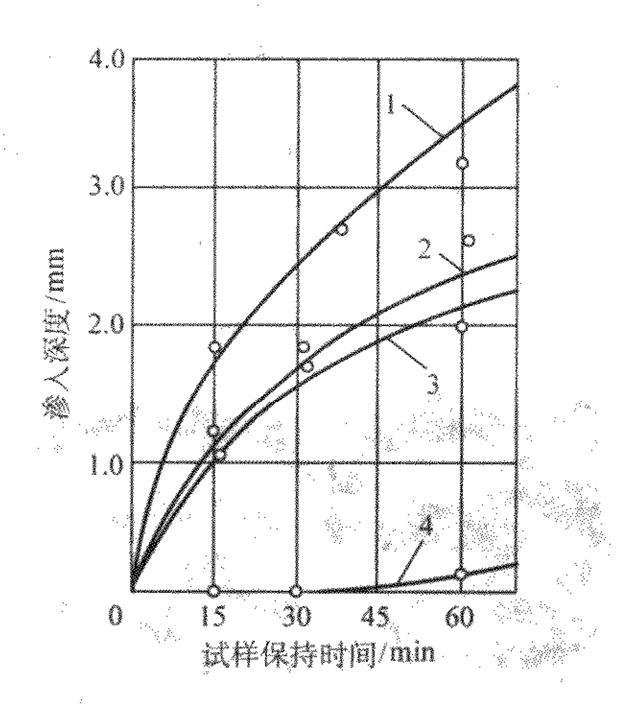


图4.1-32　金属氧化物渗入深度与不同气氛的关系

1—氧气；2—空气；3—氩气；4—氢气

由此可见，产生化学粘砂的先决条件是金属表面的氧化。影响化学粘砂的因素主要是金属氧化物的数量以及金属氧化物与型砂之间的作用程度，后者主要取决于热作用的情况，如铸件大小和壁厚、浇注温度等。热作用对化学粘砂有很大的影响。热作用越大，则化学作用越剧烈。型砂的耐火度不足，则在高温金属的作用下发生熔化，将促使化学作用加剧，形成严重的化学粘砂。由于化学粘砂与热作用密切相关，因此化学粘砂也可称为热-化学粘砂。

由于金属氧化物渗入铸型孔隙后促进了金属氧化物与铸型之间化学作用的进行，因此，凡是影响机械粘砂的因素也间接地影响了化学粘砂。

（3）粘砂类型的鉴别

粘砂的类型与所采用的砂型性质、铸件大小和材质等因素有较大的关系，例如在中小型铸铁件采用湿型铸造时大多出现的是机械粘砂，只在局部热作用剧烈的部位有时会出现化学粘砂。又如大型铸钢件或合金钢铸件常出现化学粘砂或化学粘砂与机械粘砂混杂。可以采用下列一些方法鉴别粘砂

的类型。

1）肉眼观察　如果是机械粘砂，可以看到粘砂层中夹有完整的单个砂粒，这些砂粒被一些金属毛刺黏附在铸件上。如果是化学粘砂，则在粘砂层中看不到单个的砂粒，而是一片连续的蜂窝状物质。

2）显微观察　从粘砂层上敲取一小块，用液体树脂将其固定，然后磨制成试样，用金相显微镜观察。如果是机械粘砂，可以很清楚地看到砂粒是单个地夹在金属毛刺之中。渗入砂型中的金属毛刺和砂粒之间有明显的分界线，不存在化学反应产物。金属毛刺的金相组织与铸件本体的金相组织一致。如果是化学粘砂，则可以看见在枯砂层中有新生成相将铸件和砂粒粘连。

3）电测　机械粘砂中的连结物是金属，具有良好的导电能力，而化学粘砂中的联结物是不导电的硅砂和硅酸盐。据此差别可用万用表测量粘砂层的导电能力。对机械粘砂测得的电阻很小（例如对某气缸体的机械粘砂层测量时，相隔1 cm的电阻仅0.4 Ω），而对化学粘砂测得的电阻则为无穷大。

4）化学鉴别　从粘砂层取下3～5 g粘砂样品，浸入浓度为40%的盐酸中。如果是机械粘砂，可以看到酸液中不断产生气泡，液体的颜色由无色透明逐渐变为淡黄、棕红。反应终了盐酸液中剩余的是单个的砂粒。如果是化学粘砂，则产生的气泡很少，酸液的颜色也没有明显的变化。最后的残留物是多孔性团絮状物质。

（4）可剥离的粘砂层

随着对粘砂研究的深入，人们发现：因金属对铸型材料的机械作用或热－化学作用而在铸件与铸型之间产生的粘砂层并不全都牢固地粘在铸件上，在一定条件下，粘砂层有可能从铸件表面上剥离，处于这种情况，铸件可获得光洁的表面。具有上述可剥离性的粘砂层可分为烧结型、氧化型和还原型等三种类型。

1）烧结型可剥离粘砂层　利用烧结而剥离的粘砂层称为烧结型可剥离粘砂层。

耐火度高的型砂固然可减少化学作用，有利于防止热－化学粘砂，但在生产中也不止一次地发现：尽管型砂的耐火度不很高，但当铸型表面烧结而堵塞型壁孔隙时，也可使粘砂层容易剥落而防止粘砂缺陷。有人认为，铸型材料最好具有高耐火度和适当低的烧结点（比金属浇注温度略低），以促使浇注后在铸型表面组成密实的烧结尾，防止金属液渗入铸型，并易于从铸件上剥落。

很早就有人发现：在使用耐火度较差的黏土时，有时粘砂反而减轻；实际上对于任何厚度的铸件都能选择一种能够烧结的型砂，以便得到易剥离的粘砂层。

2）氧化型可剥离粘砂层　利用氧化而剥离的粘砂层称为氧化型可剥离粘砂层。

金属在高温下氧化而生成氧化铁是产生化学粘砂的先决条件。但是，近代的研究发现，氧化铁并不总是有害的。在金属表面上，如果氧化铁的生成速度等于或低于其消耗速度，则形成难以剥离的粘砂层；而如果氧化铁的生长速度超过其消耗速度，则多余的氧化铁便积累在金属表面，当其厚度超过一定值，此粘砂层便具有可剥离性，容易从铸件上剥离。例如在采用水玻璃砂时，这个厚度约为100 μm。因此，加快氧化物的生长速度或减低氧化物的消耗速度，都有助于获得可剥离粘砂层。图4.1-33表示因存在足够厚的氧化铁层而形成可剥离粘砂层的示意图。

粘砂层的可剥离性取决于氧化铁层中产生的内应力超过它的抗拉强度，铸件的收缩也在很大程度上对剥离起到了促进作用。

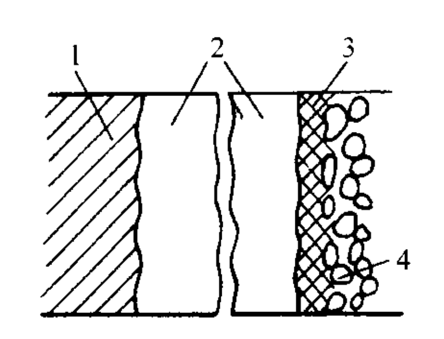


图4.1-33　氧化型可剥离粘砂层的示意图

1—金属；2—氧化铁；3—铁橄榄石；4—硅砂

氧化型可剥离粘砂层对于铸钢件有着较大的实用价值。因为在一般大气压条件下要预防铸钢件在铸型内的氧化是不可能的，而在铸钢件上增加氧化层的厚度要比预防其氧化来得简单。与之相反，在铸铁件表面与粘砂层之间，要氧化铁层达到适宜的厚度却是不可能的，因为铸铁的氧化倾向很小，这是由于铸铁的一些成分（C、Si、Mn）起着保护作用。

氧化型可剥离粘砂层一般具有暗黑色，这正是因为其中存在着氧化铁的缘故。

3）还原型可剥离粘砂层　利用还原而剥离的粘砂层称为还原型可剥离粘砂层。

往型砂中加入有机物，可使铸型内的氧迅速消耗尽，而在绝氧或还原气氛中有机物受热分解，析出光亮碳。这层光亮碳膜覆盖在砂粒表面，当其厚度足够时，也容易从铸件上剥离。

还原型可剥离粘砂层对于铸铁有着较大的实用意义。因为如前所述，铸铁的氧化倾向小，所以可创造条件尽量减少氧化，或进而造成还原气氛，以求创建还原型可剥离粘砂层，这无论对于机械粘砂或化学粘砂都是很有效的预防手段。

（5）预防粘砂的措施

为了预防粘砂，主要应当从型砂和造型工艺操作方面着手，常用的措施如下。

1）减小铸型的孔隙。为此，对于湿型应采用细粒砂；对于大型铸件（包括铸钢、铸铁），为了保证较高的透气性，应采用粗砂，因而采用表面刷涂料的办法来覆盖铸型的孔隙，并进行烘干或表面烘干。同样，为了减小铸型的孔隙，铸型需保证足够的紧实度，尤其是在下型（底箱）。

2）在铸型内加入惰性材料，或加入能生成还原性气体的材料，以避免或减少金属的氧化，并生成光亮碳膜。

3）适当增加型砂中原砂的耐火度。

4）对于铸钢件，可增大金属与铸型间氧化层的厚度，促使生成氧化型可剥离粘砂层。

此外，降低金属的浇注温度和减小金属压力等措施对预防粘砂也有一定的作用，但这往往受到工艺上其他条件的限制。

（6）防粘砂材料

1）煤粉　黏土砂用于铸铁时，为了预防粘砂，在湿型中主要是加煤粉。煤粉所起的作用主要有以下几种。

① 产生还原性气体　煤粉的作用过去一般认为主要是由于在热作用下生成CO，在铸型表面造成还原性气体保护膜，减少了金属的氧化对铸型表面的作用；其次是由于煤粉在高温下产生的气体形成了一定的压力，阻碍了金属液渗入铸型。因此以往一般都很注意煤粉的挥发物和灰分等两项指标。

国外又有人认为：煤粉的还原作用更主要的是依靠其中生成的氢，并非一氧化碳，而氢则是由煤粉中的水分与碳或一氧化碳反应而得。煤粉中所含的水包括自由水和结合水，后者能维持到480～540℃的较高温度，因此能较好地与碳或一氧化碳进行反应。

② 生成半焦炭膜　近年来有些人通过实验认为就煤粉的作用来说，在浇注时它不可能使铸型表面完全造成还原性气氛。至多只能减少氧化气氛，而更主要的是在高温下形成半焦炭状的覆盖层，即半焦炭膜，从而在砂粒间形成了对金属氧化物渗入的机械障碍，同时覆盖层呈惰性，故也阻碍了金属氧化物与型砂间的化学作用。在经受热作用较剧烈的型芯中常会发现似柏油状的黑色物质，可能是这类半焦炭覆盖物。所谓半焦炭，就是由胶质状态转变为固体状态的煤，因为半焦炭系煤炼焦时的中间产物，因而得名。也有人通过试验，认为用作防粘砂材料的煤粉，其结焦性比挥发物和灰分更为重要；当煤粉的焦渣特征为4~5级时铸件表面光洁，而当焦渣特征仅为1~2级时铸件的表面质量较差（按国家标准GB/T 212—2001煤的焦渣特征共分7级）。因此，用作防粘砂材料的煤粉，除了挥发分和灰分两项指标以外，焦渣特征应作为更加重要的一项指标。实际上，作为防粘砂用煤粉的焦渣特征要求和炼焦用煤粉的焦渣特征要求是比较一致的。在工厂中为了迅速检测煤粉的结焦性能，常将钢棒在炉中烧红后插入煤粉，视煤粉在钢棒上的集聚情况来大致判断煤粉的焦渣特征。

③ 析出光亮碳膜　现代比较流行的看法是，煤粉的主要作用在于：煤粉在受热时产生的碳氢挥发物在400℃以上的高温下发生裂解而在金属和铸型界面上析出一层带有光泽的碳，称为光亮碳或光泽碳。经X射线分析，发现其结构颇似石墨，可能属于一种结构不完整的石墨（结构中有缺位）。这层光亮碳膜不被金属及金属氧化物润湿，对防止粘砂有更加突出的作用。煤粉和渣油以及几种有机黏结剂的光亮碳析出量见表4.1-38所示。光亮碳析出量与材料本身挥发分的成分有关。光亮碳析出量的试验方法可参看本书第7篇第4章有关内容。

表4.1-38　几种防黏砂材料和有机用结剂的光亮碳析出量

品名＼性能	成分（质量分数）/%			
	光亮碳	挥发分	焦炭性残留物	灰分
煤粉	4.48	34.48	57.65	8.26
木沥青	5.9	51.1	23.05	26.45
糊精	—	90.59	7.08	2.33
纸浆残液	—	57.45	32.56	10.00
聚苯乙烯	50.36	99.46	—	—
渣油	20.8	97.31	2.69	—

注：挥发分、焦炭性残留物和灰分三者质量之和为100%。

煤粉加入后型砂的透气性下降，湿压强度提高，而且随着煤粉量的增加型砂的适宜水分提高，型砂变脆，韧性下降，造型性能变坏。同时，若煤粉过多，则会由于发气量过大而加大了生成气孔的危险性，因此，煤粉的加入量需加以控制。湿型中煤粉的加入量，根据铸件大小和厚薄不同，一般质量分数在2%~8%的范围内变动。

2）渣油　渣油是石油加工的中间产品或下脚料。渣油有常压渣油（也称重油）、减压渣油和裂化渣油之分。作为防粘砂材料，常用的是常压渣油和减压渣油，其中主要包含油质（包括油和蜡）、胶质和沥青。由于这些渣油都是深褐色或黑褐色的黏稠膏状物，故一般均用柴油稀释成渣油液使用。

渣油的主要作用在于：由各种碳氢化合物分解出还原性气体和析出光亮碳膜。加热时渣油会立即产生大量气体，其发气速度比煤粉快得多，而发气的延续时间则比煤粉短；渣油析出的光亮碳的含量则远超过煤粉。但渣油液在浇注后会发出一定量的烟气，加入量太多也可能使薄壁件发生冷隔或浇不到的缺陷，因而用量需加以限制。

渣油液对于保持型砂水分，避免型砂水分在运输过程中逸失有很好的作用，这在高温季节会有明显的效果可以防止由于型砂水分不足而导致的一些铸件缺陷。此外，渣油还可作成乳化液使用，少量渣油还可明显地提高型砂的韧性。随煤粉量增加时，破碎指数下降，型砂的脆性增加。而随渣油增加时，破碎指数增加，直到渣油加入质量分数超过3%后才稍有下降。

3）石墨　对于铸铁或铸钢用的表面烘干型和干型。主要采用石墨作成涂料在砂型表面涂刷，以防粘砂。

石墨的耐火度高，熔点在3 000℃以上，化学上呈惰性。石墨有晶形的和非晶形的：前者系鳞片状结晶，银灰色，称鳞片石墨，俗称白石墨、白铅粉或白发灰；后者系黑色粉末，称土状石墨，俗名黑石墨、黑铅粉或黑炭灰。衡量石墨质量的指标是含碳量和灰分。优质石墨的磷的质量分数可达75%以上，挥发分质量分数大于5%，灰分质量分数大于20%。

石墨一般用于涂料，在单件小批生产时有时也作扑粉扑洒。

4）石英粉和滑石粉　石墨的性能虽好，但一般不适用于铸钢，这主要是由于石墨会使铸钢渗碳的缘故。铸钢和非铁合金中常用的防粘砂材料分别是石英粉和滑石粉用以组成紧密的薄层，或填塞铸型表面的孔隙（滑石粉作扑粉时），以防止液体渗入铸型孔隙，从而防止粘砂。

5）特种砂　对于厚大的铸钢件和合金钢铸件，常用铬矿砂、镁砂、锆砂等特种砂作防粘砂材料；由于这些材料价格贵，因而大多作成涂料使用。这些特种砂除了耐火度高、化学稳定性高、体积变化小以外，还具有导热快和不易被金属润湿的特点，因而可有效地防止化学粘砂和机械粘砂。

6）氧化铁粉　对于小型铸钢件或小型铸铁件，有的厂在面砂中加入少量的氧化铁粉，对于防止粘砂也能取得较好的效果。这可能是由于氧化铁粉能促使砂型表面烧结，形成密实的烧结壳，容易从铸件上剥落的缘故。

3.3　砂眼

（1）特征

砂眼是在铸件内部或表面有充塞着型砂的孔洞（见图4.1-34）。铸件表面的砂眼，清理时砂粒脱落而留下孔穴。诊断时，这种孔穴，应与表面气孔、表面夹渣相区别，不要混淆。

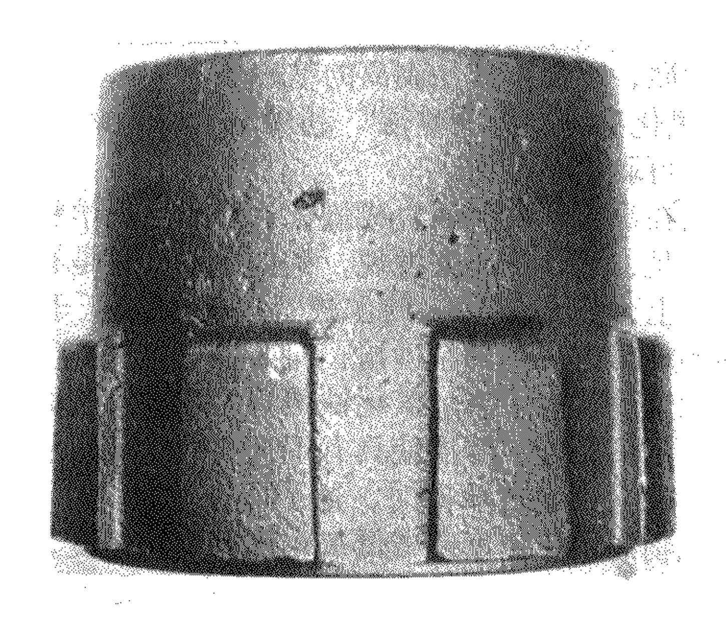


图4.1-34　铸件砂眼的实例

（2）形成原因

金属液充填型腔的冲击力和紊流液流的冲刷是造成砂眼的主要原因。砂型的紧实度和砂粒间的结合力差就是形成砂

眼的重要原因。砂型的紧实度不足，砂粒间的孔隙大，金属液就易于钻入；砂粒间结合力弱，钻入砂粒间的金属液就会把砂粒挤出来形成砂眼。在流动的金属液冲刷力作用下，砂粒间结合力弱，砂粒也会被冲刷下来。具体的原因如下。

1）砂型的表面强度越差，金属液充型时砂粒越易被剥落下来。湿型产生砂眼倾向大。

2）与金属液流垂直的砂型型壁，它所承受的冲击力大，型壁上的砂粒最易被剥落下来。这种砂粒的剥落，在浇注初期最为严重。理论上存在着金属液流冲击砂型型壁的临界浇注速度。小于临界浇注速度，砂粒就不易被剥落下来。

3）受金属液流冲击最厉害的地方，是直浇道根部垂直于液流方向的型壁。但从该型壁上剥落下来的砂粒，只在其附近部位流动；相距直浇道较远之处，即使金属液流量很大，剥落下来的砂粒也不会流失。如果在直浇道根部设置凹坑（直浇道窝），则剥落下来的砂粒流动范围缩小。但如果直浇道高度增加，其斜度（上大下小的直浇道锥度的1/2）增加，砂粒流动范围就相应地扩大。直浇道附近的液流为紊流或流速湍急之处，砂粒也随之流动；在其接近层流液流部位，剥落下来的砂粒不会随液流而流动。以上所述，说明直浇道根部型壁最易被冲坏，发生砂粒剥落并被液流裹携而流走，是产生砂眼的砂源之一。

4）合金熔点越高，其浇注温度也越高，热作用就越剧烈，也就越容易产生砂眼。例如铸钢件同铝合金铸件相比，前者产生砂眼倾向性显著地大于后者。对于形成砂眼倾向性大的铸件，砂型应提高其紧实度，用耐金属液冲刷的造型材料和涂料。铸钢件直浇道一般用耐火砖管铺设，大、中型铸钢件的浇注系统甚至全部用耐火砖管铺设而成，以免浇注系统成为产生砂眼的砂源。

5）砂眼常是夹砂、冲砂的伴生缺陷。此时，消除夹砂、冲砂等缺陷，砂眼缺陷也就迎刃而解。

6）操作失误。砂眼是最容易产生的一种操作缺陷。合型操作是否彻底清除散砂是关键。浇注系统型壁是否有浮砂，所刷的涂料是否剥落，则是合型操作时首先应检查的内容。

（3）防止对策

1）保证型砂的强度，特别是砂型的表面强度。例如使用高质量的黏土，或是增加型砂中黏土的含量以提高型砂的抗压强度和韧性；在型砂砂中添加α淀粉或糖浆等附加物，在湿型型壁表面喷洒稀释的糖浆液或水玻璃液。

2）砂芯及浇注系统中设置的砂芯过滤器，应有足够高的高温强度，耐金属液流的冲刷、冲击以免成为形成砂眼的砂源。

3）严格执行操作规程，特别是合型操作规程。

4）应注意防止产生鼠尾、结疤、夹砂结疤等缺陷。

3.4 夹砂

夹砂俗称包砂、起皮、起夹子，是黏土砂型铸造中常见的一种铸件表面缺陷（见图4.1-35），且在用湿型铸造厚大的平板类铸件时尤为突出。国外也称之为膨胀缺陷。夹砂在铸铁、铸铜、铸钢及其他非铁合金铸件中均会发生，它使铸件表面受到损伤，严重时会造成铸件报废。

（1）夹砂的特征

夹砂的形式多种多样，但大致可归纳成以下三种基本类型。

1）鼠尾　铸件表面有较浅的带有锐角的凹痕（深度最大达5 mm），凹痕内常夹有型砂。其中有一边形成一格痕，在一定程度上遮掩着该凹痕（见图4.1-36a）。鼠尾通常多出现在由浇回延伸出来的部位，有时有分枝或交叉。一般发生在铸件的下表面。

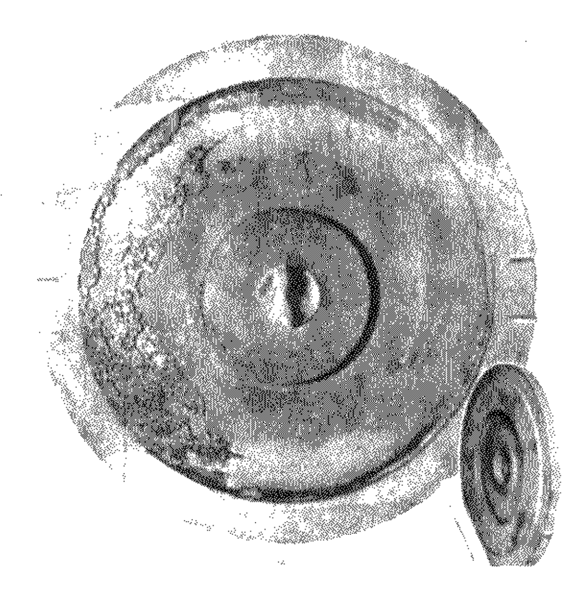


图4.1-35　铸铁件夹砂缺陷的表面

2）沟槽　铸件表面有边缘光滑的V形凹痕（深度约2 mm），通常有分枝（见图4.1-36b）。沟槽在铸件的各个表面均可发生，但以发生在上表面或下表面居多。

3）夹砂结疤（简称夹砂）　铸件表面上有凸起的、不规则的金属片状物（厚度为数毫米），表面粗糙，边缘锐利，有小部分和铸件本体相连。片状物与铸件之间夹有砂层（见图4.1-36c）。夹砂与铸件表面平行，并大多出现在铸件的上表面或下表面。

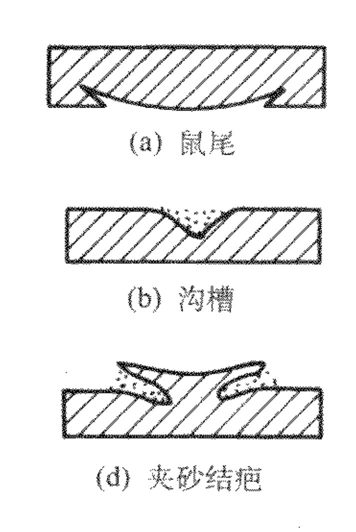


图4.1-36　夹砂的类型

（2）夹砂的成因

对于夹砂的成因尽管有各种不同的见解，但大多认为型砂的体积膨胀和水分迁移是夹砂的基本成因。

当加热时砂子发生膨胀，黏土则主要发生收缩。此外，型砂内所包含的一些杂质在高温下熔化后也引起一定程度的收缩。因此，加热时型砂中必然也引起体积变化，其变化便是上述各种变化综合的结果。由于型砂的主要组成物是砂子，因而型砂的体积变化主要是膨胀。

当浇注金属后，在金属液的热作用下铸型内各部分的温度不一致，如图4.1-37所示。由于铸型上的温度差，因而铸型各层的体积变化也不一致，于是便生成内应力。铸型属于毛细管体系，当加热时水分会发生流动，或称迁移。按照传热学，水分迁移的速度取决于两个因素，即湿度梯度和温度梯度。

铸型中水分由含水量高处向含水量低处流动和由高温处向低温处流动。水分的实际迁移情况便是这两种梯度综合影响的结果。

在铸型中由于紧实的作用通常使紧贴模样（或芯盒）的铸型表面层含有较多的水分，而当液体金属浇注后铸型表面层首先受热，温度最高，因此水分和温度的因素都促使在金属浇注后铸型中的水分从铸型表面向纵深方向迁移。迁移的水分凝聚后使铸型内部出现一个高湿度区域。水分迁移在浇注后的开始阶段十分明显，以后逐步减缓。

水分迁移的同时使铸型各部分的强度也相应地起了变

化。由于型砂的紧实作用，湿型表面原来不仅水分较高，而且膨润土含量也较高，因而表面层的强度常比其他部分高。在金属热作用下水分迁移的结果，使铸型表面出现了干燥层，强度提高，形成了坚硬的外壳；往里强度逐渐下降，而在高湿区强度最低，形成了薄弱层。图4.1-37表示出了浇注前后铸型各部分的强度变化。

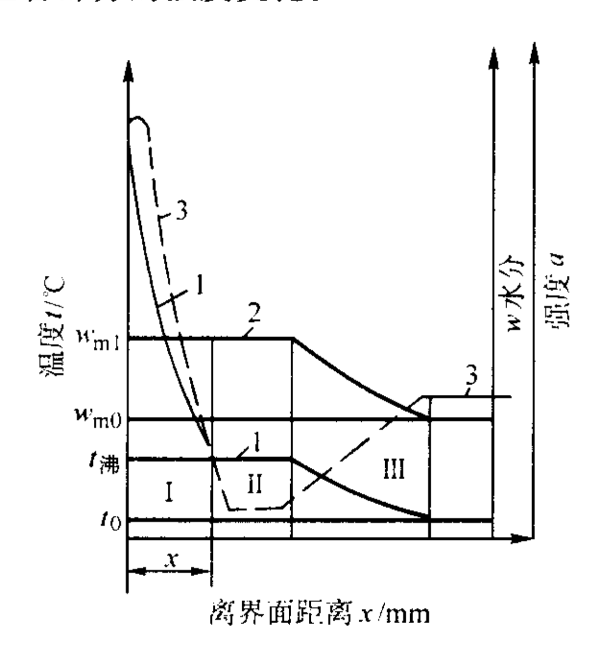


图4.1-37 浇注后铸型温度、水分及强度变化曲线

1—温度；2—水分；3—强度；

Ⅰ—干砂区；Ⅱ—温度为100℃的高水区；

Ⅲ—向型砂初始状态的过渡区

当高湿度薄弱层的强度不足，或者砂型各层之间的应力较大时，便可能使砂型表面层脱离砂型本体，向外拱起，或进而开裂，使砂层翘曲，造成各种形式的夹砂缺陷。

夹砂的形成过程可以用图4.1-38示意。从图4.1-38（Ⅱ）可见，当砂型表面层（图a）拱起而未开裂（图b），或虽已开裂、翘曲，而金属液未能渗入其中空隙时（图c），则只使铸件出现沟槽缺陷。但如夹层翘曲严重，并有金属液渗入其中空隙时，则将造成铸件夹砂结疤缺陷（图d、e）。砂型表面翘起的砂层在受金属液流不断冲刷时还可能因多处断裂而破碎，留在原处或被带入其他部位，如图4.1-39所示。铸件的平面越大，体积变化越大，因而形成夹砂的倾向性也越大。同时，当砂型中气体压力较大时容易导致砂层的拱起和翘曲，因而会助长夹砂的形成。

产生夹砂的部位大多是受到金属液的辐射热作用而未被金属液覆盖的砂型的上表面。这是因为没有受金属液的压力作用，表面砂层更加容易拱起、翘曲的缘故。在下型对着内浇道的凸台上，虽然有金属液流过，但因金属液流很薄，压力较小，同样容易形成夹砂缺陷。在砂层翘曲时，如无金属液渗入，则为鼠尾；而当砂层翘曲比较严重，导致金属液渗入其中空隙，则为夹砂结疤。

(3) 测评夹砂的方法

夹砂的形成主要取决于因体积膨胀而产生的型砂应力和因水分受热迁移而产生的高湿度砂层的强度。因此，通常测定型砂的热压应力和热湿拉强度（测定方法见本书第7篇第

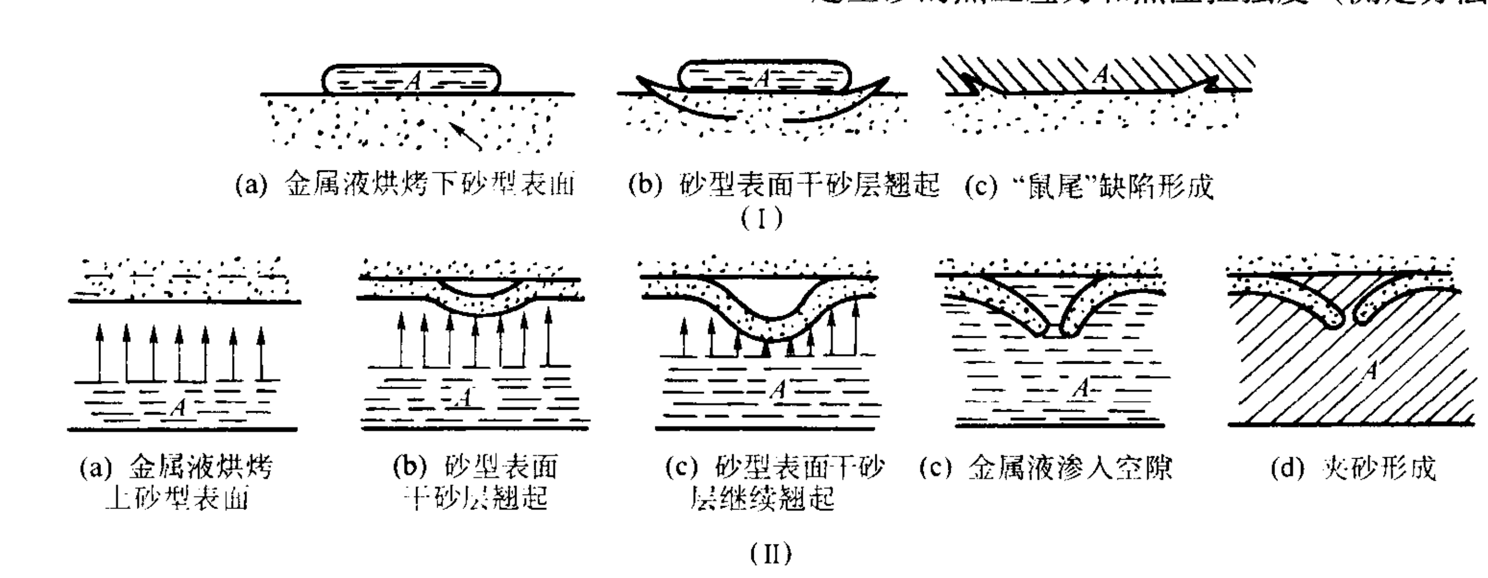


图4.1-38 鼠尾和夹砂形成过程示意图

M—水分凝聚区；*A*—金属

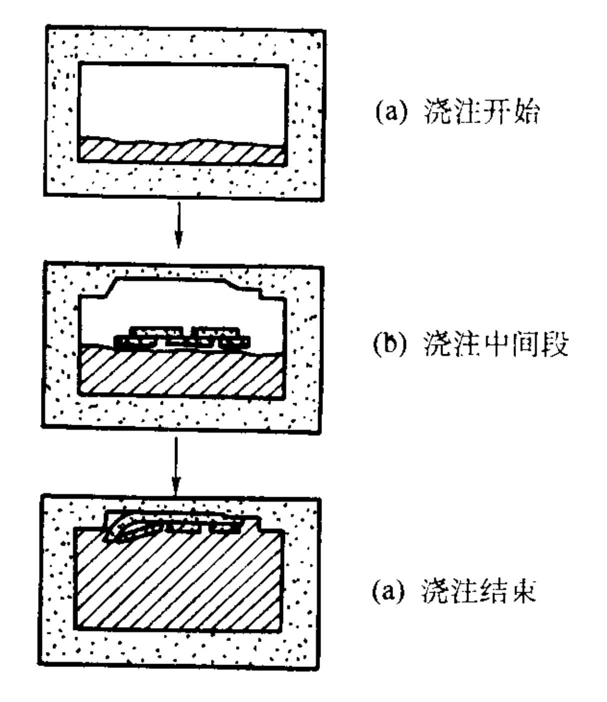


图4.1-39 表面砂层破裂造成的夹砂示意图

4章），借以间接评定各种因素对夹砂的影响。凡是加大型砂热压应力或降低型砂热湿拉强度的因素都有增加铸件夹砂缺陷的倾向。图4.1-40是型砂的热压应力、热湿拉强度与夹砂缺陷产生时间三者关系图，也称夹砂图。从图中可以看出，一方面，以热湿拉强度与压应力相比，前者对夹砂的形成有更大的影响；另一方面，在低压应力时热湿拉强度较之高压应力时热湿拉强度的影响幅度要大。可见，只有同时降低热压应力和提高热湿拉强度，“双管齐下”，才能达到经济、有效地防止夹砂缺陷。

(4) 预防夹砂的措施

根据以上分析，为了预防夹砂，主要可以从减小型砂的热压应力和提高型砂的热湿拉强度两方面着手。其预防措施大致有以下几个方面。

1) 采用钠基膨润土或增加黏土加入量　钠基膨润土的热湿拉强度高于钙基膨润土，在湿型中采用钠基膨润土对于防止夹砂缺陷效果最为显著。可以采用天然钠基膨润土或是天然钙基膨润土经人工钠化。铸造厂也可以在混砂时加入碳酸钠粉末进行混碾钠化。

2) 合理选用原砂　砂子膨胀的大小主要取决于其中的石英含量；石英含量越小，则形成夹砂的倾向越小。从这一角度来看，在铸铁件中不应过分地追求砂子的石英含量。圆形砂虽比尖角形砂的夹砂倾向稍小，但测得的实际差别微不

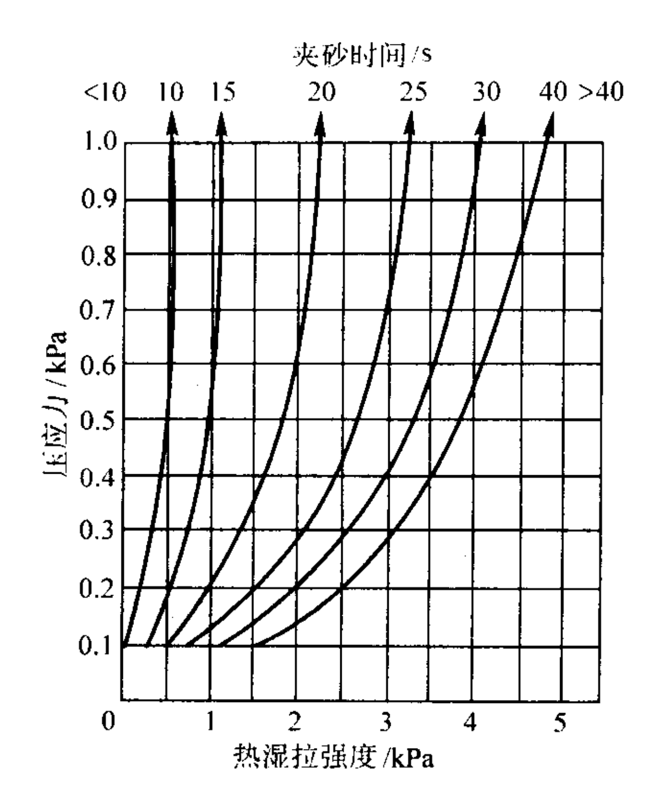


图 4.1-40 夹砂图

足道。而砂粒大小却有较大的影响。粗砂比细砂的夹砂倾向小，粒度分散的比粒度集中的好，例如四筛砂或五筛砂优于单筛砂。此外，必要时可选用导热快和体积变化相对稳定的铬铁矿砂、锆砂等特种砂。

3）控制型砂水分 在湿型中应严格控制型砂水分，必要时可采取表面烘干。表面烘干之后可降低铸型表面层的水分，减小水分迁移，同时提高了表面层的强度。表面烘干又可减少生成气体，因而减少了气体对形成夹砂的促进作用。

4）加入木屑、山芋粉或糊精等附加物 实践表明，木屑对预防夹砂有一定的效果。在金属液的热作用下，木屑等纤维性物质增大了铸型的变形量，可减小铸型中的内应力，又可增加铸型各层之间的联系，从而可以预防夹砂。一些工厂对大中型铸铁件所用表面干燥型加入的木屑质量分数一般是0.5%～2%。在型砂中加入山芋粉或糊精等有助于铸型变形，对防止夹砂也有较好的效果。

5）加入煤粉、渣油等附加物 实践也表明，加入煤粉、渣油、石油沥青等附加物既可预防黏砂，又由于它们在加热时容易软化和挥发，也有利于预防夹砂缺陷。硅砂发生剧烈膨胀的温度区间大约在300～575℃左右，加入煤粉后在300～380℃温度区间由于煤粉软化而可减小型砂的膨胀，加入沥青或渣油后这种作用更为显著，例如加入沥青与煤粉的混合物后可使型砂减少膨胀的温度范围进一步加宽到250～560℃。加入沥青或渣油后由于减少了型砂的膨胀，因而减少了内应力，也有利于预防夹砂缺陷。

6）掌握造型操作 为了防止砂眼、胀砂和机械粘砂等缺陷，砂型要求一定的紧实度，但在湿型中紧实度不能过高，否则由于砂型的膨胀量较大，容易造成夹砂缺陷。同时，砂型应当均匀紧实，局部紧实度过高的部位也极易产生夹砂。根据生产经验，一般湿型的硬度在上型和下型可分别控制为65～75和75～85。至于大型铸铁件所用的表面烘干型，尽管紧实度很高（为了能承受大量金属液的加热和冲刷），但却很少产生夹砂，这是由于砂粒粗和进行表面烘干等的缘故。不少人认为，表面烘干型造型时紧实得越紧越好。

湿型在造型操作中一般都扎出气孔。扎出气孔不仅能防止气孔缺陷，而且也有助于防止夹砂，因为出气眼可促使铸型表层产生的水蒸气外逸，使水分凝聚区后移和降低凝聚区水分，同时也可以减少气体压力对表面层起拱的促进作用。

修型时应先将破损处划松，再补型砂，捣紧抹平，以免修补处与本体不能连成一体而引起夹砂。应尽量避免用压勺来回压大平面，以免砂型表面层被压得过分坚硬而导致表面层与本体脱离。此外，修型时应尽量少水，以免局部过湿而增加形成夹砂的危险。

对于容易产生夹砂的部位，必要时可用插钉子的方法来加固砂型，防止表面砂层剥落。但插钉子操作麻烦，又不经济，采用钠基膨润土砂或其它加强措施后可以不插或少插钉子。至于大型铸铁件所用的表面烘干型，由于砂型的强度在更大程度上得到提高，一般都不再采用插钉子的操作。

7）改进浇注工艺 在可能范围内采用低温和快速浇注工艺，并且使内浇道分散开设。低温快浇可减少金属对铸型的热作用，从而减小了铸型的体积变化；对于大平面铸件采用快浇工艺常常是预防夹砂的有效措施。内浇道分散开设可避免金属的热作用过于集中。同样，采用倾斜浇注工艺可以减少液体金属对铸型上表面的热辐射（见图4.1-41），从而减少了平板铸件形成夹砂的倾向。

总之，为了预防夹砂缺陷，除了主要控制型砂质量以外，也要配合以正确的造型和浇注等工艺操作，才能获得较好的效果。

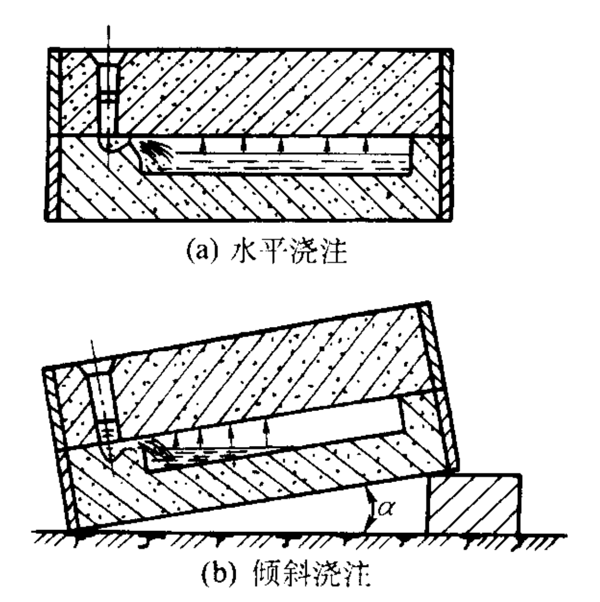


图 4.1-41 大平面铸件水平浇注和倾斜浇注

3.5 胀砂

1）特征 铸件内、外表面局部胀大，形成不规则的瘤状金属突起物（见图4.1-42）。胀砂影响到铸件的精确度，增加了金属的消耗和切削加工量。

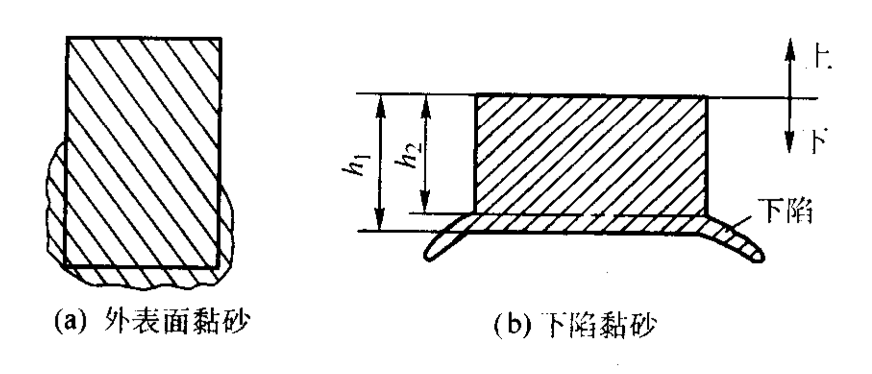


图 4.1-42 铸件胀砂缺陷

h_2—铸件高度；h_1—下陷胀箱后铸件的高度

2）成因 胀砂是由于浇注时在金属液的压力作用下铸型型壁移动而使铸件胀大的结果。对于黏土砂来说，胀砂主要发生在水分过高和湿态强度不足的铸型上；当水分过高时，在金属液作用下由于水分迁移而造成高湿度的薄弱区，削弱了它对铸型表层的支持力，因而容易引起铸型型壁移动。在球墨铸铁件中由于析出石墨时的体积膨胀，有可能进一步促进胀砂，同时还往往伴随着出现缩孔缺陷。

3）预防 为了防止胀砂，在湿型中主要应严格控制型砂中的水分，并适当提高黏土加入量，调整型砂配方，以提高型砂的湿强度。当铸件厚大而使胀砂严重时，可考虑改用表干型或干型。此外，应从造型工艺方面加强预防措施，例

如提高铸型的紧实度和表面硬度，提高砂箱的刚度，加大合型时的压型力或紧固力，并力求降低浇注温度，以使金属液的表面提早结壳，从而降低金属对铸型的压力作用。

4 湿型黏土砂的性能及其控制

将砂和黏结剂或再加少量的辅助材料和水均匀混合后便可配成型（芯）砂。型（芯）砂按所浇注的合金种类可分为铸钢用型（芯）砂、铸铁用型（芯）砂、铸造非铁合金用型（芯）砂；按其用途可分为型砂和芯砂；按黏结剂种类又可分为黏土砂、水玻璃砂、油砂及树脂砂等。

生产中为了获得优质的铸件和良好的技术经济效果，要求型（芯）砂应具备以下一些性能：

1）良好的成形性　包括良好的流动性、可塑性、韧性和不黏模性。

2）足够的强度　包括常温湿强度、干强度和硬度以及高温强度。

3）一定的透气性，较小的吸湿性，较低的发气量。

4）较高的耐火度，较好的热化学稳定性、较小的膨胀率与收缩率。

5）较好的退让性、溃散性和耐用性。

除了技术上的要求外，还应该考虑到材料的来源和成本、工业卫生及环保方面的要求。

显然，任何一种型（芯）砂要同时兼备各种优良性能几乎是不可能的。因此必须从生产实际出发，合理地选择原材料、正确地确定型（芯）砂配比和性能，认真地制定和执行工艺规程，以满足生产的需要，取得最好的效果。

为了充分发挥湿型优点，提高铸件质量，在生产过程中必须保持型砂性能稳定、砂型紧实均匀及铸造工艺合理。因此，湿型工艺的发展一直是和造型机械及造型工艺的发展紧密相联的。目前湿型机械化造型已从普通的机器造型发展到高密度机器造型，造型的生产率、砂型的紧实度、铸件的尺寸精度不断提高，铸件表面粗糙度值则不断降低。各种造型方法的特点及所生产的铸件尺寸精度和表面粗糙度见表4.1-39。

表4.1-39　不同造型方法的技术参数、铸件的尺寸精度（GB/T 6414—1999）和表面粗糙度（摘自GB/T 6060.1—1997）

造型方法	压实比压/MPa	砂型平均密度/$g \cdot cm^{-3}$	硬度①	铸件基本尺寸/mm和公差等级（CT）				铸件表面粗糙度 R_a/μm
				>40～63	>63～100	>100～160	>160～25	
普通机器造型	0.13～0.4	1.2～1.3	50～70	8～9	8～9	8～9	9～10	50～400
微震压实	0.4～0.7	1.4～1.5	70～90	—	—	—	—	
射压造型	>0.7	1.5～1.6	>90	6～7	6～7	6～7	7～8	6.3～50
多触头高压造型、气冲造型、静压造型	>0.7	1.5～1.6	>90	5～6	6～7	6～7	7～8	

① 指砂型上下端面的硬度值，用B型型砂硬度计测出。

一般说，压实比压大于0.7 MPa的称为高压造型。高压造型的砂型密度可达1.5～1.6 g/cm^3，硬度在90以上（用B型硬度计测量），故也称高密度造型。高密度造型包括多触头高压造型、无箱挤压造型、气冲造型及静压造型等。这几种造型法所用湿型砂的性能和配比比较接近。

湿型砂主要应用于生产中小型铸件，特别是应用于大批量机械化造型生产汽车、拖拉机、柴油机、轻纺机械等铸件。采用湿型（不刷涂料时）也可生产重达几百千克重的铸铁件。

4.1 黏土砂各种材料的选用

1）原砂　选用原砂时，首先要根据所浇注的合金种类确定原砂的二氧化硅含量；其次根据混合料种类确定原砂泥的含量及其它性能；还要根据铸件大小确定原砂粒度。湿型砂所用原砂一般较细，粒度主要有50/100、70/140和100/200筛号，如采用水洗砂，泥的质量分数最好在1%以下。高密度造型的湿型砂，为减少砂型受热时的膨胀，避免引起夹砂，原砂的 SiO_2 含量不必过高、粒形不必很圆，可以采用多角形原砂，粒度不宜过于集中，一般采用三筛砂或四筛砂，必要时可将两种粒度的原砂混合使用，以达到合适的粒度要求。

2）膨润土　选用膨润土时，首先应考虑的是膨润土的纯度，即其中的有效蒙脱石含量。为防止铸件夹砂，最好采用热湿拉强度较高的膨润土，如天然的或人工活化的钠基膨润土。也可以采用部分活化的钠基膨润土，或是将钠基膨润土与钙基膨润土按一定比例混合后加入，以达到型砂对热湿拉强度的要求。

3）煤粉和重油　煤粉可根据实际情况合理选用。在选用时，首先检测煤粉的挥发分，有条件时还可增加检测煤粉的焦渣特征和光亮碳含量。为保持较好的造型性能，可将煤粉与重油或渣油配合使用。国外一些铸造厂还常常加入一种膨润土、煤粉及其它高挥发分的炭质材料的混合附加物。

4）淀粉　为提高型砂韧性、减少型砂回弹现象并使型砂水分保持在一定范围，高密度造型的型砂中一般还加入少量α淀粉或糊精。淀粉类附加物对型砂性能的影响见表4.1-40。由表4.1-40可见，α淀粉与糊精的使用效果有明显差异。糊精能显著提高型砂的表面强度、热湿拉强度和韧性，但使湿压强度和流动性剧烈下降。α淀粉虽然对型砂的表面强度、热湿拉强度和韧性的提高程度不如糊精，但并不会引起湿压强度和流动性的明显变化。

表4.1-40　淀粉类附加物对型砂性能的影响

材料名称	湿压强度	流动性	透气性	破碎指数	表面强度		热湿拉强度		抗激热性能		顶出力
					钠基膨润土	钙基膨润土	钠基膨润土	钙基膨润土	钠基膨润土	钙基膨润土	
β淀粉	↔	↔	↔	↔	↔	↔	↔	↑	↑↑	↑↑	↓↓
α淀粉	↓	↔	↑	↑	↑	↑↑	↑	↑↑			
糊精	↓↓	↓↓	↑↑	↑↑	↑↑	↑↑	—	↑↑			

注：水平箭头表示基本不变，箭头向上或向下表示提高或降低，双箭头表示显著提高或降低。

5）氧化铁粉 氧化铁粉能降低型砂的烧结点，在浇注时使型腔表面玻璃化，减轻铸件表面黏砂和球墨铸铁件的皮下气孔缺陷。氧化铁粉仅在正确使用时才有好的效果，加入的质量分数一般不超过3%。

4.2 湿型砂的配比和性能控制

在拟定型砂配比之前，必须首先根据浇注的合金种类、铸件特征和要求、造型方法和工艺及清理方法等因素确定型砂应具有的性能范围。然后再根据各种原材料的品种和规格、砂处理方法、设备、砂铁比及各项材料烧损比例等因素拟定型砂的配比。一个新的型砂系统通常在开始使用前，先参考类似工厂中比较成功的型砂系统的经验，再结合本厂的具体情况，初步拟定出型砂的技术指标和配比，进行实验室配砂，并调整配比，使性能符合指标要求；然后进行小批混制，造型浇注，对型砂的技术指标及配比进行反复修改，直到试验合格才可投入正式生产。一个车间的型砂技术指标和配比要经过长期生产验证才能确定。

4.2.1 黏土型砂配比

在铸铁件用的湿型砂配比（质量比）中：旧砂一般为50~80，新砂为5~20，有效膨润土为6~10，有效煤粉为2~7，还可以加入1左右的重油或渣油做防黏砂的附加物。

在铸钢件用的湿型砂中，新砂所占比例较大，膨润土加入量也相应增多。为提高型砂性能常加入少量有机水溶性黏结剂及氧化铁粉等附加物。

高压造型用的型砂中加入质量分数0.5%~1.0%的α淀粉，可提高型砂的破碎指数，增加韧性，减少型砂与模样之间的摩擦力，改善起模性；能提高型砂的热湿拉强度，减少热压应力，延长型砂表面激热开裂时间，提高抗夹砂能力；可提高砂型表面强度和风干后表面强度，加强抗冲蚀能力，减少冲砂等缺陷。特别是在应用钙基膨润土的型砂中加α淀粉，能使型砂热湿拉强度剧增，韧性明显提高。

铸造非铁合金（铜合金、铝合金、镁合金）主要要求型砂能防止金属液渗入砂型，使铸件表面光洁、清晰、美观以及尺寸比较精确。因此原砂粒度一般较细，含水量较低，以减少型砂的发气量和提高流动性。

铸造铜合金的湿型砂中常加入重油以提高铸件的表面质量。在铸造镁合金的湿型砂中，还需加入保护剂，如硫磺粉、硼酸等，以防止镁液氧化。

湿型砂配比和性能举例见表4.1-41~表4.1-43。

4.2.2 黏土砂性能控制

对湿型砂一般都要控制和规定其含水量、湿透气性、湿压强度以及紧实率等性能。

1）含水量 湿型砂的含水量对型砂各方面的性能都有直接的影响。含水量过低时，型砂湿压强度高但韧性差、不容易起模且易掉砂；含水量过高时，型砂韧性较好但流动性差、砂型硬度和湿强度较低，容易引起气孔、胀砂或夹砂，浇注后砂块较硬。

为获得较好的流动性和较高的湿强度，高密度造型用的湿型砂水的质量分数通常控制在3.2%~4.5%之间；普通机器造型用的湿型砂水的质量分数一般为4.5%~5.5%；而手工造型用的湿型砂水的质量分数则高达5.0%~6.0%（见表4.1-44）。

2）湿透气性 湿型砂从排气的角度希望透气性要高一些，但从降低铸件表面粗糙度值的角度则希望透气性不要过高。根据不同的情况，面砂的透气性一般控制在40~100之间，背砂的透气性一般控制在100~200之间，单一砂的透气性一般控制在100~120之间。对于高密度砂型，砂型的透气性较低，浇注后产生的气体主要靠开设在分型面上的排气系统排出。

3）湿强度 湿强度是湿型砂试样在室温时的强度。湿强度包括抗压、抗拉、抗剪切和抗弯强度等。抗湿压强度是型砂最重要的性能之一，其控制指标见表4.1-44。目前测量型砂湿强度的仪器为“型砂万能液压强度仪”。20世纪50~70年代曾经普遍使用过的杆杠强度仪，由于测量精度低已被淘汰。目前国内外出现了以压缩空气作为动力源的型砂万能强度仪，它克服了液压强度仪的漏油、精度低等缺陷。

对于无箱挤压造型型砂，由于需要承受输送过程中的夹紧力，湿压强度应更高一些，甚至达200 kPa。

对于那些容易出现夹砂、结疤和鼠尾缺陷的铸件，其湿型砂的热湿拉强度应大于2 kPa，最高可达4 kPa。

从材料力学角度来看，抗压强度只是在一定程度上代表型砂中膨润土浆的黏结力，同时又反映受压力时砂粒之间的摩擦阻力，因而不能用湿压强度值说明型砂的起模性能好坏。可以形象化地认为起模时砂型边缘的破损主要是由于与模样摩擦产生的剪切应力超过型砂的抗剪强度；砂型中吊砂的断裂主要是由于型砂所承受的拉应力超过型砂的抗拉强度。湿态抗剪强度的传统测试方法是利用前面所述的测试湿压强度的试验机，更换具有半圆凸台的剪切力测试头，将标准圆柱试样安放在测试头的中间，剪切断裂平面与试样轴线重合，进行试样竖向剪切。GF公司建议的高压造型线采用湿剪强度值为（45±5）kPa；BMD公司推荐的气冲造型型砂的湿剪强度为32~36 kPa；FA公司提出气冲型造型型砂湿剪强度应为30~50 kPa。另一种较新的湿态抗剪强度测试方法是横向剪切方法，使用特制的试样筒，在专门试验机上进行测试，剪切断裂平面与试样轴线垂直。这种仪器可以同时测定抗剪强度和剪切断裂时的变形量，图4.1-43是清华大学研制的型砂剪切强度变形极限测定仪的结构原理简图。用这种仪器测量型砂性能，如果其数据点落在图4.1-44中的阴影区域，则说明这种型砂性能正常，偏离这个区域，则容易引起一些铸件缺陷。

4）造型性能 为了保证高密度造型用的湿型砂保持适宜的含水量和良好的造型性能，可通过测定型砂的紧实率、过筛性和破碎指数加以控制。不同造型方法对紧实率和破碎指数的具体要求见表4.1-45。

① 变形量 如果在起模时砂型的棱角和吊砂受模样水平方向碰撞能够退让变形，就可避免砂型破损。手工造型起模前在围绕模样的砂型棱角上刷水，虽然砂型局部强度下降，但提高了型砂的变形能力，改善了型砂的起模性。韧性是使型（芯）砂破坏所吸收的能量，包含强度和变形量两个参数。因此，变形量是影响型砂韧性和起模性的关键性参数之一。

② 型砂流动性、可紧实性 型砂在外力作用下，沿模样表面及砂粒间相对移动和紧密靠近的能力称为型砂流动性或可紧实性。具有良好流动性的型砂能够保证砂型的紧实程度高，硬度分布均匀，表面密实，棱角清晰，无疏松和空洞，铸件表面光洁。由于型砂的充填紧实方法种类繁多，所要求的流动性和可紧实性并不完全相同。目前尚无较理想和统一的测定方法。文献中介绍较多的有以下几种：a）试样硬度差法：用湿型硬度计测量试样上下两端的硬度。硬度差别小，说明其可紧实性好。b）阶梯试样硬度差法：在圆柱试样筒中放置一块高度为25 mm的半圆形金属块。将110~120 g型砂放入试样筒中，冲紧后将试样顶出，分别测量试样底面和金属块端面接触型砂的硬度。两者的硬度差别越小，流动性越好。c）环形空腔法：先将型砂冲制成圆柱形标准试样，并称其重量。再按此重量称取型砂，置入专门的环形空腔试样筒中，在制样机上冲击3次。试样的高度越小，表示型砂的流动性越好。d）试样重量法：称量测定型

表 4.1-41 我国一些工厂铸铁件湿型砂配比和性能实例

工厂	配比（质量比）							性能							用途
	旧砂	新砂粒度筛号	新砂加入量	膨润土	煤粉	碳酸钠(以膨润土为基)	其他	w(水)/%	紧实率/%	透气性	湿压强度/kPa	热湿拉强度/kPa	w(泥)/%	其他（质量分数）	
东风汽车公司	96	70/150	4	1.32	1.24	水溶液 3~4	—	3.6~4.4	32~46	>100	130~170	—	10~15	有效煤粉 6%~8% 有效膨润土 7%~9%	高压造型单一砂，铸造灰铸铁缸体、缸盖
	96	70/150	4	1.35~1.8	0.75~1.1	水溶液 3	—	3.8~4.3	34~42	>100	120~150	—	<15	有效煤粉 4%~6% 有效膨润土 6%~8%	高压造型单一砂，铸造灰铸铁进气管
	96	70/150	4	1.35~1.8	0.75~1.1	水溶液 3	—	3.6~4.0	32~40	>100	120~150	—	<15	有效煤粉 4%~6% 有效膨润土 7.5%~9%	高压造型单一砂，铸造球墨铸铁曲轴
	96	70/150	4	1.35~1.8	0.75~1.1	水溶液 3	—	3.5~4.0	32~42	>100	120~150	—	<14	有效煤粉 4%~6% 有效膨润土 7%~9%	高压造型单一砂，铸造蠕墨铸铁排气管、变速箱
	96	70/150	4	1.35~1.8	0.75~1.1	水溶液 3	—	3.5~4.4	36~44	>100	120~150	—	<14	有效煤粉 4%~6% 有效膨润土 7%~9%	射压造型单一砂，铸造灰铸铁小件
	95.2	50/100	3	1.0	0.8	水溶液 3	—	5.0~6.0	35~45	>120	110~140	—	10~13.5	有效膨润土 8%~10%	高压造型单一砂，铸造球墨铸铁后桥
	93~95	50/100	3~5	1.0~1.5	0.3~0.5	水溶液 3	—	4.6~5.3	34~45	>100	120~150	—		—	射压造型单一砂，铸造球墨铸铁、可锻小件
	95.2	50/100	3	1.0	1.8	水溶液 3	—	5.0~6.0	40~50	≥100	110~140	—	<14.5	有效煤粉 2.5%~4% 有效膨润土 7%~10%	随形高压造型，铸造球墨铸铁后桥、底盘
	95	50/100	5	1.0~2.0	0.3~0.7	水溶液 3	—	3.8~4.6	37~43	≥100	130~160	—	<15	有效煤粉 3%~5% 有效膨润土 8%~10%	气冲造型单一砂，铸造球墨铸铁后桥、底盘、支架
一汽铸造有限公司	93.8		4.4	1.1	1.74	—	—	4.0~4.8	—	>70	65~90	—	—	—	震压造型单一件，铸造灰铸铁中小件
	93.8		4.4	1.1	1.74	—	—	4.0~4.7	—	>70	75~100	—	—	—	高压造型单一砂，铸造可锻铸铁件
	88.1		7.9	2.5	1.6	—	—	3.8~4.6	—	>70	100~120	—	—	—	高压造型单一砂，铸造灰铸铁缸体

续表 4.1-41

工厂	配比（质量比）							性能							用途
	旧砂	新砂粒度筛号	新砂加入量	膨润土	煤粉	碳酸钠(以膨润土为基)	其他	w(水)/%	紧实率/%	透气性	湿压强度/kPa	热湿拉强度/kPa	w(泥)/%	其他（质量分数）	
泰克西铸铁有限公司	90	70/150	10	2	2	干粉5	—	4.3~5.3	—	>70	>90	—	<14	—	高压造型单一砂，铸造灰铸铁缸体
	95	70/150	5	1~3	1~1.5	干粉4~5	—	3~4	38~40	>90	100~130	—	—	—	震击造型单一砂，铸造灰铸铁中小件
	90	70/150	10	2~4	3~5	干粉4~5	—	4.5~5.2	~45	>90	90~120	—	—	—	震击造型，铸造球墨铸铁曲轴
中国一拖工程机械有限公司	50	50/100	50	3	4~6	干粉4	渣油液1	4.8~5.8	45~58	25~55	>90	2~3.2	—	湿拉强度10~16 kPa	震击造型面砂，铸造灰铸铁缸体、缸盖后桥
	100			2~3	3~4	干粉3.5	—	3.5~4.3	35~43	80~120	160~200	—	—	湿拉强度18 kPa 破碎指数75~85	高压造型单一砂，铸造灰铸铁缸体、缸盖
一汽无锡柴油机厂	50	50/100	50	5~6	8~10	适量	渣油液1.5	4.8~5.0	40~55	>90	90~150	>1.7	16	有效膨润土8%~12%	震击造型面砂，铸造灰铸铁缸体
上海柴油机股份有限公司	50	70/140	50	4~4.5	5~6.5	4	渣油液1.2~1.4	5.0~6.0	—	69~90	80~100	2.0~2.5	<12	—	震击造型面砂，铸造灰铸铁缸体
	50	70/140	50	4~4.5	5~6.5	4	柴油0.5~1	5.0~6.0	—	90~130	80~100	2.0~2.5	<12	—	震击造型面砂，铸造灰铸铁飞轮
	80~90	70/140	5~15	0.5~1.0	1~1.25	—	—	4.3~4.8	—	>80	80~100	1.5~2.0	10~12	—	小件单一砂，铸造灰铸铁小件
	60	30/50	40	7~8	—	4	黏土2~3 木屑0.5~1	6.5~7.5	—	>150	70~90	—	10~15	—	手工造型，铸造灰铸铁大件
上海汽车发动机厂	93~95	70/140	5~7	0.8~1.2	0.3~0.5	干粉5	—	3.2~3.8	35~40	120~180	120~150	>2.0	<16	—	高压造型单一砂，铸造灰铸铁缸体、缸盖
	72	70/140	28	4	3~4	干粉5	—	4.5~6.0	—	>80	80~120	—	—	—	震压造型单一砂，铸造灰铸铁小件
杭州汽发铸造厂	50	70/140	50	6~6.5	7.5~8	干粉4	—	4.7~5.3	—	≥45	98	—	—	—	震击造型面砂，铸造灰铸铁缸体
	80	50/100	20	1	—	—	—	3.8~4.4	—	≥80	56	—	—	—	震击造型背砂，铸造灰铸铁缸体
沈阳第一机床厂	95	70/140	5	0.3~0.5	0.4	4	—	3.5~4.2	—	80~120	75~90	2.5	—	—	机器造型活化砂，铸造机床铸件
	95	70/140	5	0.3~0.5	0.4	—	—	3.5~4.2	—	80~120	70~90	2.0	—	—	机器造型单一砂，铸造机床铸件

表 4.1-42 铸钢件湿型砂的配比及性能

序号	配比（质量比）							性能				用途
	旧砂	新砂 粒度(筛号)	新砂 加入量	膨润土	碳酸钠	糊精	其他	含水量(质量分数)/%	透气性	湿压强度/kPa	紧实率/%	
1	—	—	100	7	—	0.6	α淀粉 0.8	3.2～3.5	230～250	>50	55	高压造型面砂
2	100	—	—	0.2	—	—	α淀粉 0.8	2.8	>150	≥40	45	高压造型背砂
3	—	—	100	11～14	0.2～0.4	—	纸浆废液 0.6～1.2，重油 2	4.8～5.8	>80	55～70	—	机器造型面砂
4	50	70/140	50	3	0.4	—	—	4～4.7	≥100	≥50	—	机器造型单一砂
5	—	100/200	100	9～11	0.2	0.2～0.4	—	3.8～4.3	100～200	56～77	—	小型铸钢件
6	—	70/140	100	7.5	—	—	—	3.5～4.0	>100	50～75	—	<100 kg碳钢件
7	—	70/140	100	4.5	—	—	煤粉 2～4	3.0～4.0	>80	50～70	—	<100 kg耐热钢件

表 4.1-43 非铁合金铸件湿型砂的配比及性能

序号	配比（质量比）								性能			用途
	旧砂	新砂 粒度（筛号）	新砂 加入量	红砂	黏土	膨润土	氟化物	其他	含水量(质量分数)/%	透气性	湿压强度/kPa	
1	70～90	70/140	10～30	—	8～12	—	—	重油 1.0～1.5	4.5～5.5	≥30	30～60	铜合金铸件
2	30	100/200	47	18	—	5	—	含泥量[①] 9%～14%	4～5	>40	80～100	铜合金铸件
3	70～85	100/200	10～20	5～10	—	2～3	—	含泥量 <12%	4～5	>40	>50	铜、铝合金铸件
4	80～85	70/140	15～20	5	—	0.5	—	—	6.5～7.5	100～200	50	铝合金铸件
5	75	70/140 100/200	15 5	50	—	—	—	—	3.8～4.0	>100	120	铝合金铸件
6	—	70/140 100/200	33 17	—	—	—	—	—	3.5～5.0	60～100	100～130	铝合金铸件
7	—	50/100或100/200	100	—	—	—	6～8	—	适量	≥40	>40	镁合金铸件
8	85～90	50/100或100/200	10～15	—	0～1.5	—	1～3	硫磺 0～3	适量	≥35	>50	镁合金铸件
9	90～95	50/100或100/200	5～10	—	0～1.5	—	0.35～0.5	尿素防腐剂 0.59～0.98	适量	≥35	>50	镁合金铸件

① 所有配比中泥的质量分数总和。

表 4.1-44 各种砂型一些性能控制指标

砂型	水分(质量分数)/%	湿压强度/kPa	透气性 面砂	透气性 背砂	透气性 单一砂
手工造型	5～6	80～150	40～100	100～200	100～120
普通机器造型（压实、震击）	4.5～5.5	60～150	40～100	100～200	100～120
高密度造型（高压、气冲、射压、静压等）	3.2～4.5	120～180	40～100	100～200	100～120

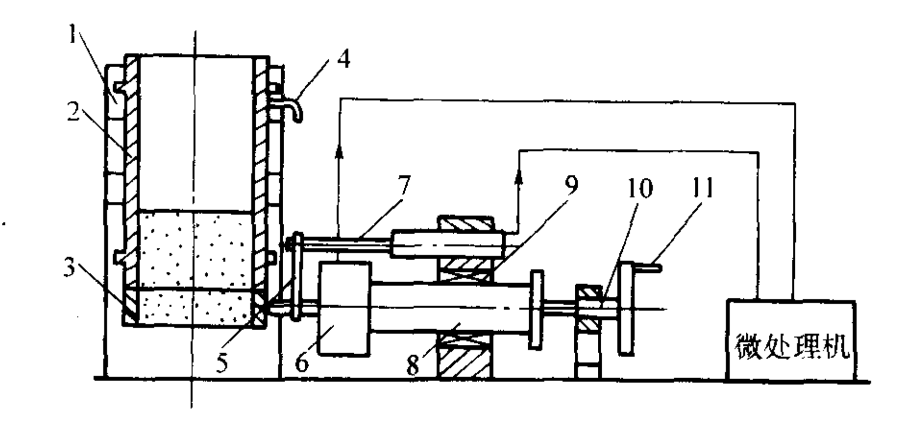
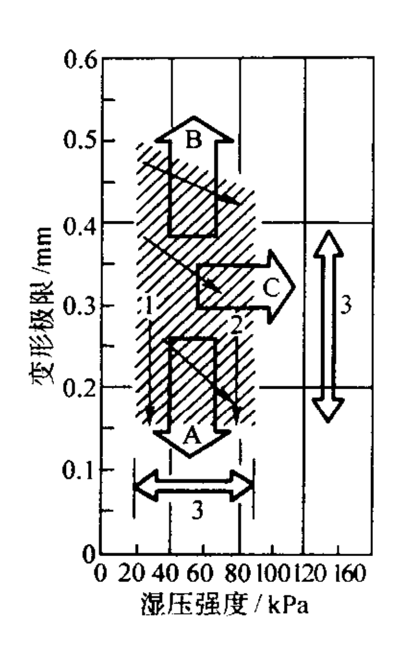


图 4.1-43 型砂剪切强度变形极限测定仪

1—测定支架；2—试样筒；3—测试环；4—锁紧螺钉；5—连接件；6—压力传感器；7—位移传感器；8—轴；9—轴承；10—螺旋测微计；11—摇柄



—→表示紧实度增加的方向

1—3锤紧实；2—10锤紧实；3—可使用的型砂性能范围

A—砂粒间黏结力不足，膨润土分散程序不够；起模时砂型易开裂，浇注时冲砂形成铸件砂眼；铸件表面粗糙。须增加型砂的有效黏土含量和含泥量

B—造型时紧实不够，或模型深处的型砂紧实度不足，造成砂型硬度低，或砂型各处硬度相差很大；造成铸件表面粗糙、机械黏砂。型砂的流动性差，或需要增加紧实

C—浇注后型砂的溃散性差，容易出现由于型砂膨胀引起的铸件缺陷（如夹砂、鼠尾）、变形等

图 4.1-44　型砂质量诊断图

表 4.1-45　不同造型方法对紧实率、过筛性和破碎指数的具体要求

性能	造型方法				
	手工	普通机器	多触头高压	无箱射压	气冲
紧实率/%	45 ~ 55	40 ~ 50	40 ~ 45	36 ~ 44	35 ~ 40
破碎指数/%	—	65 ~ 75	68	—	—

砂紧实率后的试样重量，可反映型砂在松散状态下流动性。称量 ϕ50 mm × 50 mm 标准圆柱试样的重量，可反映型砂在紧实过程中的可紧实性。

一般情况下，型砂的韧性较高，则其流动性和可紧实性就可能降低。提高型砂的紧实率及膨润土的含量，加入糊精，用钠基膨润土代替钙基膨润土都能够提高型砂韧性，但也都会使流动性下降。另外是加入渣油液能使型砂紧实时的流动性提高，同时韧性也有所增加。

5）有效煤粉量　研究表明，湿型铸铁和铸钢件的表面黏砂基本上都是机械黏砂。为了消除机械黏砂，应当控制型砂的透气性，保证砂型各部位的紧实度。生产铸铁件的湿型砂还要加入煤粉作为抗机械黏砂附加物。加入煤粉所产生的还原性气体可以防止铁液氧化，使已有的氧化物杂质还原并可冲淡型腔表面的水蒸气，防止球墨铸铁件生成反应性皮下气孔。浇注后靠近型腔表面型砂中的煤粉被烧掉，砂型其他部分的煤粉仍然保留在回用的旧砂中。每次混砂时只需补充少量煤粉即可。

铸铁件型砂中应含有的有效煤粉量因铸件大小和壁厚、浇注温度、面砂或单一砂、造型方法、砂型紧实度等因素不同而异。更重要的是随煤粉质量不同而异。例如，高紧实度砂型用单一砂应用较好煤粉的有效煤粉质量分数大多为 4% ~ 5%，使用更高质量的高效煤粉时只为 3% ~ 3.5%。震压造型的型砂含有效煤粉量可能略微高些。目前我国各地销售供应的煤粉质量差异较大，最好只控制型砂的发气量，不必推算有效煤粉含量。如果型砂中加有重油、淀粉等抗机械黏砂附加物，或掺有废芯砂，更不宜估算其有效煤粉含量。一般震压造型生产铸铁件用型砂每 1 g 的发气量大约为 20 ~ 28 mL，高紧实度造型用型砂大约为 14 ~ 20 mL。

6）有效膨润土含量　金属液进入砂型后，紧靠铸件表面的型砂被迅速加热。大约加热到 500℃以上膨润土迅速失去水而使蒙脱石结构不断破坏，变成失去黏结力的死黏土。钙基膨润土的耐热性比天然钠基膨润土差，受热后较易烧损。如果型砂中含无效的粉尘量多而含有效膨润土量少，粉尘材料的摩擦作用也仍会使湿压强度较高。但型砂变脆、起模性变坏、透气性下降，同样紧实率下的含水量提高，铸件容易产生夹砂、冲砂、砂孔、气孔及针孔等缺陷。未被烧损的膨润土中所含蒙脱石具有强烈的吸附亚甲基蓝的性能，可用来检验型砂中有效膨润土含量，简称为吸蓝量法。

7）含泥量　型砂的泥分是由有效的膨润土和煤粉，以及灰分组成的。所谓灰分包括失效的膨润土和煤粉，由新砂、煤粉及膨润土等原材料带进来的粉尘，以及硅砂颗粒破碎而成的细粉。含泥量过多会使型砂的含水量增高、透气性下降，铸件容易产生针孔、气孔类缺陷。而且在湿压强度维持不变的情况下，型砂韧性、热湿拉强度降低，铸件容易产生砂孔类和夹砂类缺陷。国标 GB/T 9442—1998 中规定直径小于 20 μm 的微细颗粒为泥分。通常采用冲洗法将泥分去除。

4.2.3　型砂性能的检测频率和检测结果分析

1）型砂性能的检测频率　很多工厂通常只在混砂机出口或卸砂输送带上取样，其优点是比较方便。型砂性能经过运输、松砂和储存后性能将有少量变化，所以也有必要对进入砂箱的型砂性能进行核查。表 4.1-46 中列举出铸铁件机械化车间型砂检测项目及检测频率和取样地点的建议。旧砂性能对型砂质量的影响极为关键，应当每周从旧砂斗取样一次，检验其含泥量、有效膨润土量、有效煤粉量及颗粒组成和团块量。

表 4.1-46　型砂性能检测项目、频次及取样地点

项目类别	型砂性能检测项目名称	取样地点	取样频率
随时性检测	紧实率、含水量、透气性、湿强度（抗压或抗剪）、韧性（变形极限或破碎指数）	混砂机卸料口或出砂输送带上	每 0.5 ~ 2 h 一次
		造型机砂斗下	每 4 ~ 5 h 一次
日常性检测	有效膨润土量、有效煤粉量、热湿拉强度	造型机砂斗下	每日一次
定期性检测	含泥量、颗粒组成、团块量	造型机砂斗下	每周一次
不定期检测	砂温、膨润土利用率（混砂效率）、激热开裂时间、流动性	造型机砂斗下	需要时

2）检测结果的整理及分析　型砂在长时期使用过程中可能会显示出具有倾向性的性能变化，应及时采取措施，调整型砂配比，使型砂性能稳定地保持在所要求范围内。可将每日的性能测定结果计算成平均值，在专门的坐标图纸上逐日绘制成型砂性能变化曲线。也可以使用计算机来记录和整理测得数值，自动绘制出型砂性能的变化趋势曲线。

我国有的工厂受传统观念和试验条件的限制，仅只测定型砂的含水量、透气性、湿压强度和紧实率是不够的。如果对型砂性能进行更全面的检测，综合分析所测得数值之间的内在联系，就能得出对型砂质量的准确评价，找出型砂存在问题，以及这些性能如何影响铸件的质量，从而可以找出应当采取的补救措施。

型砂的性能与铸件质量的关系表见表 4.1-47。在调整型砂配方时，应使每次调整幅度不要太大，一般补加量不超出各组分质量分数的 10% ~ 15%。因为膨润土、煤粉、新砂加入量在一定范围内改变时，往往在几小时或几天后才显示出来。

表 4.1-47 型砂性能与铸件质量关系一览表

水分	紧实率	湿压强度	透气性	破碎指数	有效膨润土含量	发气量(有效煤粉含量)	热湿拉强度	含泥量	型砂粒度	激热开裂时间	型砂温度	砂型硬度	浇注温度	浇注时间	其他	铸件产生的缺陷
高	高		低					高	细			高	低			气孔
高	高		低						细			高	低	长		浇不到、冷隔
		低		低	低						高	低				砂眼
		低		低	低						高	低		短		冲砂、掉砂
高	高	低			低	低	低	高		短		高		长	原砂 SiO_2 含量高	鼠尾、夹砂结疤
			高			低		低	粗			低	高	短		机械黏砂(铸铁)
			高					低	粗			低	高	短		机械黏砂(铸钢)
			高										高		原砂 SiO_2 含量低	化学黏砂(铸钢)
			高		低	低		低	粗		高	低	高	短		铸件表面粗糙
		低		低	低						高	低				塌箱
高	高										高					黏附模样
高	高	低										低		短		胀砂、尺寸超差
	高	高		高	高	低		高				高			溃散性差	落砂困难
		高			高							高				热裂

4.3 黏土湿型砂的混制

黏土混型砂混制过程的作用：一是使砂、黏土、水分及其他附加物混合均匀；二是揉搓各种材料，使黏土膜均匀包覆在砂粒周围。

各种混合料组分的准确定量是取得型砂混制良好效果的前提，因此，砂处理系统必须具备可靠、完善的称量定量加料系统。加料顺序许多工厂习惯先将干料（旧砂、新砂、膨润土和煤粉等）一起加入混砂机进行干混，再加水湿混后出碾；但如果在加入旧砂后进行预加水（总加水质量分数的70%～80%），使旧砂表面所包覆的干附加物先吸收一些水分，然后再加入新砂、膨润土、煤粉等附加物继续加水湿混，达到所规定的型砂紧实率后出碾，混碾效果会更好。从图 4.1-45 可以看出，混碾时间不够，黏土和其他附加物不能很好地包敷在砂粒表面，型砂的强度低；只有经过足够的时间，才能达到较高的强度。但是，混碾时间太长，型砂中的附加物又从砂粒表面剥落下来，使型砂的透气性下降。

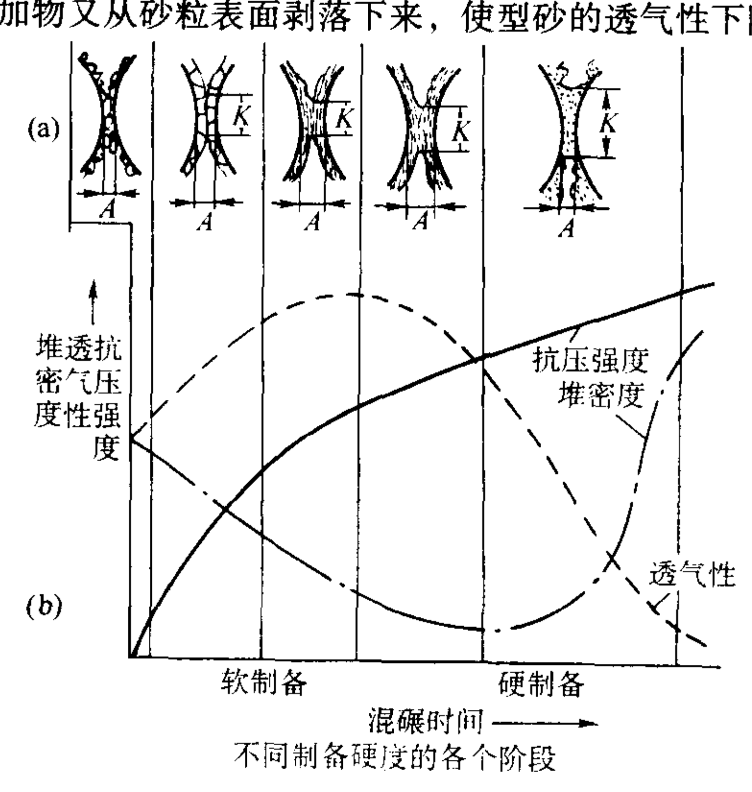


图 4.1-45 混碾时间与型砂性能的关系
(a) 黏土膜的形成过程；(b) 型砂性能变化曲线

铸造厂常用的黏土砂混砂机有碾轮式、转子式和摆轮式3种，碾轮式混砂机主要适用于生产量不大的工厂，大量连续生产的铸造厂一般采用转子式混砂机，因为它每碾可混的砂量大，混碾时间也短。关于混砂机的形式和结构等具体参数，请见本书本篇第3章造型、制芯和砂处理设备。

混砂时间应根据混砂机的类型和型砂中黏土的含量决定。使用碾轮式混砂机，面砂一般混合 6～12 min，背砂混碾 3 min 左右。摆轮式混砂机，面砂一般混碾 2～3 min，背砂混碾 1 min 左右。转子式混砂机的混碾时间为 1～2 min。

型砂混好后应进行松砂并且尽快使用，如果在下班时，造型机上方的储料斗里还有剩余型砂则应放空，不能留到第二天再用。

也有工厂在混砂机与造型机上方贮料斗之间设有“调匀斗”以缓冲混砂机能力小的矛盾，并使型砂“回性”（即型砂的均匀化处理）。

4.4 旧砂循环使用过程中应注意的问题

黏土湿型砂在浇注后经过落砂、磁选、过筛、冷却和除尘后，大部分（90%～95%）旧砂又回到混砂机上方砂斗，然后又补充一定量的新材料（膨润土、煤粉、水等）进行混制达到所要求的型砂性能就可以输送到造型机上方砂斗进行造型（见图 4.1-46）。由于一般铸件在铸造过程都需要砂芯，特别是像发动机气缸体、气缸盖之类的铸件，砂芯所占的比例很高，甚至接近或超过型砂的用量。这些砂芯在浇注和落砂后都要进入旧砂循环系统，所以必须将破碎不了的砂芯块筛出扔掉。另外砂芯和砂型上的涂料在落砂后也一起进入旧砂循环系统。在大量流水生产的铸造厂，旧砂在一天里要反复使用多次（例如 3～6 次），每浇注一次金属液，铸件在砂型中凝固、冷却，将金属的热量传给了型砂和芯砂，使型砂温度不断升高；同时型砂和芯砂中的黏结剂、附加物等材料烧损形成粉尘和使型砂性能变坏。因此，必须随时注意旧砂循环使用过程中出现的问题，采取恰当的措施，使砂处理系统一直处在一个良好的状态。

旧砂循环系统中经常出现的主要问题有热砂、粉尘积累和鱼卵石化问题。

4.4.1 热砂问题

人们一般将高于 50℃或高于室温 10℃的旧砂称为热砂。

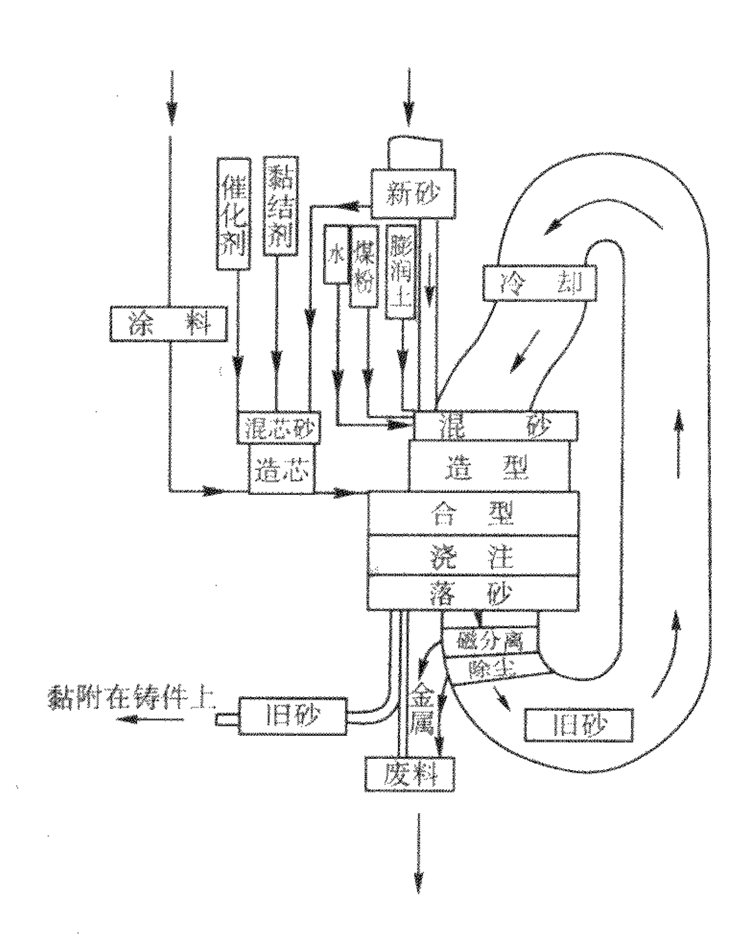


图 4.1-46　型砂循环系统示意图

热砂给铸造生产过程带来如下的危害。

1）热旧砂在储存斗内水分会在砂斗壁上凝结，使砂子黏在砂斗壁上，形成漏斗形状，减少了砂斗的实际储量，起不到旧砂调匀作用，造成系统仅有部分旧砂被反复多次循环使用，而部分则被排除在系统外。如果温度高的型砂穿过型砂调匀斗直接进入造型线，则温度、水分和物理性能波动很大，使造型困难，型废多。如果黏附斗壁的砂子长期被排除在砂处理循环系统之外，则热砂的问题将会更加严重。

2）型砂温度与紧实率有一定关系。型砂温度越低，其坚实率就越高。显然，型砂温度高和紧实率的恶化将会造成砂型破裂。水分黏附模型，起模困难，型废增加，降低造型效率，同时也使铸件废品增加，表面粗糙。

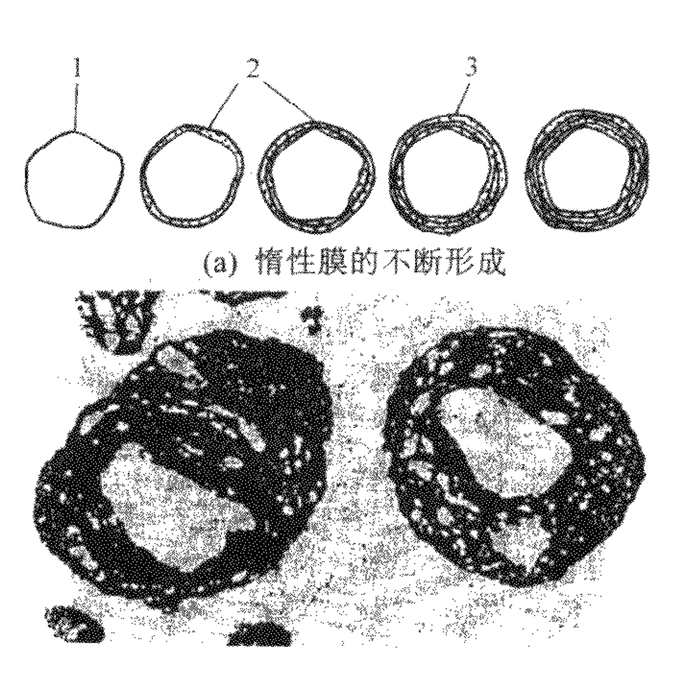
3）影响混砂机效率。进入混砂机的旧砂温度太高时，加入的水分将有部分消耗在冷却热砂上，增加了加水量和时间，混砂机也由于旧砂物理性能波动大，往往需要较多的混砂时间，降低了混砂机效率。

4）温度高的旧砂在运输过程水分蒸发严重，使旧砂含水量更低，更加容易引起扬尘，恶化环境。另外，热的砂容易黏附在输送带上，使得漏砂增加。

旧砂的冷却设备常用的有双盘冷却器、沸腾冷却床和冷却滚筒几种（详细介绍见本4卷第4章）。降温的原理是通过水分的蒸发带走型砂中的热量。为了取得良好的增湿降温效果，一般需要配有测温、测湿和自动加水控制系统。除在冷却器内喷水外，当旧砂温度高于100℃时，还可以在旧砂输送带上同时喷水，降温的效果会更好一些。另外，除尘器的选择应特别注意高湿度的粉尘堵塞抽风管道问题。近年来出现的真空式混砂机利用水分在真空中比在大气压下更容易蒸发而带走热量的原理，使混砂机起到了混砂与降温的双重作用。

4.4.2　粉尘积累和型砂的鱼卵石化问题

湿型砂在反复使用的过程中，砂型面层的一部分膨润土会因受热失去结构水而成为“死黏土”，一部分煤粉也会成为焦炭或灰分。这部分失效的成分，或成为直径小于0.02 mm的细粉，或凝聚成团粒状，或是包覆在砂粒表面。死黏土和失效煤粉大部分以多孔覆膜形式包围在砂粒表面，且在反复循环使用中会多次覆膜，这种呈鱼卵石化现象的惰性膜（见图4.1-47、图4.1-48）占砂总质量分数4%～5%时，能缓和砂型热膨胀、减轻夹砂倾向；但过量（>8%）时会使铸型尺寸稳定性降低、铸件表面粗糙或黏砂以及气孔缺陷增加。



(a) 惰性膜的不断形成

(b) 鱼卵石化的旧砂断面透射电镜照片

图 4.1-47　黏土砂的鱼卵石化示意图

1—原砂；2—经过几次浇注；3—经过多次浇注

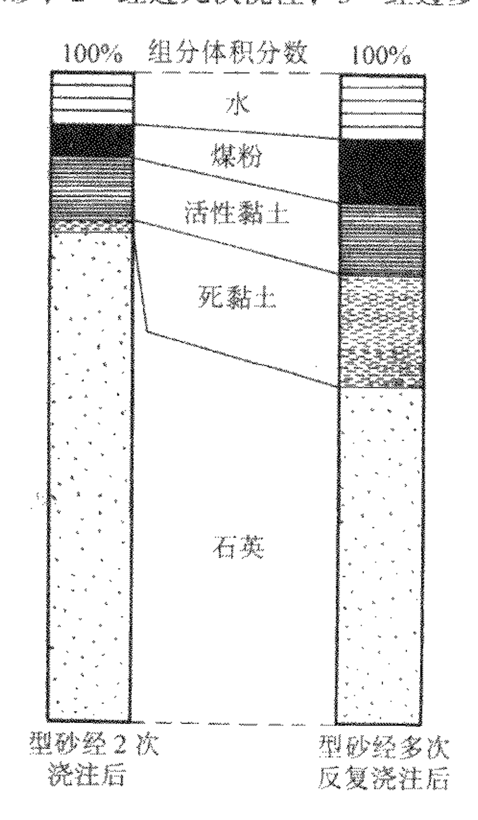


图 4.1-48　型砂反复浇注后的颗粒组成变化

失效成分的增加以及油砂、树脂砂等几种旧砂的混入，挥发分（如由酸性黏结剂、固化剂及煤粉等引起）在型砂中的凝聚，会引起膨润土的反活化现象，使湿型砂的热湿拉强度和抗夹砂能力等性能显著下降。为使型砂性能保持在原定水平，需在每次浇注后不断加入新的材料并排出相应数量的旧砂，使型砂性能与成分之间取得平衡。

目前在旧砂性能控制方面，可以通过测定旧砂中的总含泥量、有效膨润土及煤粉的含量，求出需要增加的膨润土、煤粉及新砂的数量。也可以通过测定型砂性能如试样重量、紧实率以及热湿拉强度的变化，了解失效成分的增减，及时调整膨润土及煤粉等附加物的加入量并相应提高新砂的加入比例。

4.5　干型（芯）砂和表面烘干型砂

4.5.1　干型砂和表面干型砂的基本特点

干型砂是以黏土或膨润土为黏结剂的一种烘干砂型用砂。干型砂（芯）需要经过烘干，因此型砂的湿强度可以稍低一些，含水量可以稍高一些，以达到较高的干强度。干砂型主要靠涂料保证铸件表面质量，故对原砂化学成分和耐火度要求不很高。因为需要烘干，所以砂型表面可以涂刷水基涂料，这样也就可以采用粒度较粗的原砂，以使型砂有较高的透气性，不容易产生冲砂、黏砂、气孔等缺陷。

干砂型主要用于浇注中、大型铸件。型砂和砂型的质量

都比较容易控制，但铸件尺寸精度较差，砂型需要专门的烘干设备，生产周期较长，因此大的干砂型正逐渐被树脂自硬砂型所代替。

表面烘干型用砂（以下简称表干型砂）组分的主要特点是采用粗砂、活化膨润土和加入木屑。表干型砂的性能及配制基本上兼有湿砂型用砂（以下简称湿型砂）和干型砂的要求。用于型砂黏结剂用的膨润土，要求具有高的湿压强度和热湿拉强度，这些要求与湿型砂的相仿；表面烘干型表面需要刷涂料和烘干，所以可采用粗的原砂，型砂中不加煤粉等抗黏砂附加物，这些要求又与干砂型相近。

表面烘干型不需要专门的烘干设备，生产周期比较短，清砂也比较容易，但它对型砂性能和工艺操作要求比较严格。表面烘干型主要用于浇注中型铸件，其中较大的达十几吨重。

4.5.2 各种材料的选用

1）原砂 铸铁件和铸钢件的干型砂大多采用粒度较粗的原砂，粒度筛号在40/70以上。铸铁件表干型砂的原砂比干型用原砂还粗，一般用12/30、20/40、30/50筛号的石英－长石砂。采用粗砂可保证型砂有高的透气性和临界受热时间，可显著减少夹砂、气孔等缺陷。非铁合金铸件干砂型所用原砂其粒度较细，一般为70/140筛号或100/200筛号。

2）黏结剂 表干型砂一般都采用钠基膨润土或采用湿强度和热湿拉强度较高的钙基膨润土做黏结剂。干型砂所用的普通黏土应具有一定的干强度和耐火度。

3）附加物 形状比较复杂的砂芯和砂型可在型砂混合料中加入少量可以提高退让性和溃散性的附加物如木屑等，木屑的粒度可与所用的原砂粒度相近。

4.5.3 干型砂和表干型砂的配比和性能控制

1）配比 干型砂和表干型砂主要由新砂、旧砂、黏土、膨润土、附加物及少量的水组成。

铸铁件和非铁合金铸件用的干型砂和表干型（芯）砂，旧砂加入量一般为质量分数50%～80%。铸铁表干型砂中有效膨润土的质量分数为5%～10%，总含泥量的质量分数要求控制在16%～18%以下。如采用钙基膨润土还须在配砂时加入占膨润土量4%左右的碳酸钠进行活化处理。铸铁件的干型砂中黏土和膨润土的总质量分数控制在8%～12%，两者比例一般在1:1左右，可根据铸件大小适当调整。表干型砂和芯砂中一般还加入质量分数为0.5%～1.5%的木屑。为了提高芯砂的干强度和溃散性还可加入的质量分数为2%～3%的石油沥青乳浊液或其他有机水溶性黏结剂。

铸钢件用的干型砂大都用新砂配制。加入质量分数为10%～15%膨润土及黏土，有的芯砂和型砂中还加入质量分数为1.5%～3.0%的有机水溶性黏结剂。

2）性能控制 对干型砂和表干型砂除含水量、湿透气性、湿压强度等性能外，表干型砂应着重控制其热湿拉强度，干型砂应着重控制其干强度。

① 含水量 黏土砂的含水量越大，干强度越高，因此干型砂水的质量分数大多控制在6%～8%范围内。

② 湿透气性 铸钢件和铸铁件的干型砂由于所用原砂较粗，所以湿透气性一般都在200以上。铸铁表干型砂的湿透气性不低于300，一般为600～800，复杂铸件有时达2 000。

③ 湿压强度 干型砂的湿压强度一般控制在50～70 kPa。表干型砂的湿压强度与湿型砂相近，大部分为50～100 kPa。

④ 热湿拉强度 表干型砂的热湿拉强度最好控制在2 kPa以上。

⑤ 干强度 对于干强度高的干型砂大都测定其干拉强度，一般应大于0.1 MPa；对于干强度中等的干型砂大都测定其干剪强度，一般应大于0.2 MPa；对于干强度较低的干型砂大都测定其干压强度，一般应大于0.3 MPa。

4.5.4 混制及烘干工艺

干型砂的混制工艺与湿型砂基本相同。混砂时间一般为5～15 min。铸铁表干型砂的混砂时间一般均在10 min以上。

干砂型和表干砂型很重要的一个环节是烘干工艺的控制，要正确掌握烘干工艺和干燥的深度，以免砂型在烘干时出现开裂或在浇注时引起夹砂。

表干砂型在每刷一次水基石墨涂料后，要经过自然干燥（如24 h）或用喷灯喷烘后才可刷下一遍涂料。厚大铸铁件往往要刷2～3遍涂料，一般是头遍先刷较厚的涂料，用喷灯、表面烘干炉烘干，也可进烘炉低温短时间烘干后再刷第2、第3遍涂料。较小型的铸件砂型表面干燥层深度可控制在15 mm以上，5～10 t以上的铸件砂型表面干燥层可控制在20～30 mm。砂型烘干后至浇注前的停留时间不要过长。南方遇霉雨季节，必要时在浇注前再喷烘一次。

干型烘干时，应采取低温进炉、合理控温、缓慢冷却的烘干工艺。砂型进炉后先缓慢升温使砂型表面不致干燥过早；待砂型内外均匀受热，内部温度已达到水的汽化温度后，再将炉温升至所要求的保温温度，使砂型内部水分顺利外逸；然后根据砂型和砂芯大小保温一定时间，使砂型面层逐渐烘干；最后停火降温使砂型和砂芯随炉冷却。砂型的烘干温度见表4.1-48。烘干后的砂型，干燥层深度一般都在50 mm以上，砂芯的干燥层深度更大一些。

表4.1-48 几种砂型（芯）烘干温度

名 称	一般砂型	加木屑的砂型	加有机黏结剂的砂型
烘干温度/℃	350～480	300～350	250～300

4.5.5 旧砂回用及性能控制指标

和湿型砂一样，干型砂及表干型砂在反复使用过程中，一部分黏土和膨润土会成为"死黏土"，一部分有机物会成为"灰分"，因此对干型旧砂除应进行除尘处理，去除无效成分外，还可参照湿型旧砂的控制方法，定期对旧砂的总含泥量、有效膨润土含量进行监测，并从旧砂和型（芯）砂性能的变化中，求出黏土、膨润土、碳酸钠的补加量，相应调整新砂和旧砂的比例，以求得型砂和芯砂性能的稳定。

铸铁表干型砂因膨润土加入量较高，砂型往往受厚壁铸件的热作用较多，每次浇注后失效黏土较多。长期使用好这类型砂的关键之一是旧砂的除尘、再生和回用，总含泥量的质量分数控制在16%～18%以下。

4.5.6 典型配比举例

表4.1-49～表4.1-51是铸铁、铸钢、非铁合金铸件干型砂的配比及性能举例，表4.1-52是铸铁件表干型（芯）砂的配比及性能举例。

表 4.1-49 铸铁件干型砂的配比及性能

序号	配比（质量比）													性能				使用范围
	旧砂	新砂粒度（筛号）			黏土	膨润土	沥青乳浊液	纸浆废液	糖浆	焦炭粒	木屑	鳞片石墨	松香	w（水）/%	湿透气性	湿压强度/kPa	干剪强度/MPa	
		20/40	30/50	40/70														
1	30	20	50	—	8~10	—	—	—	—	—	—	—	—	7~8	>200	50~70	>0.15	大件面砂
2	70	—	30	—	—	4~5	2	—	—	—	—	—	—	7~8	>100	50~70	>0.2	中件面砂
3	70	—	30	—	4~5	2	—	—	—	—	—	—	—	7~8	>100	45~60	>0.15	中件面砂
4	70	—	—	30	4~6	—	—	—	—	—	—	—	—	7~8	>100	45~60	>0.15	中、小件面砂
5	20	15	40	—	10~12	—	—	—	—	25	—	—	—	7.5~8.5	>200	50~70	>0.15	大件芯砂
6	40	—	60	—	8~10	—	—	—	—	—	体积 15~20	—	—	7.5~8.5	>100	50~70	>0.15	中、大件芯砂
7	40	—	60	—	5~7	—	—	2~3	—	—	—	—	—	7.5~8.5	>100	50~70	>0.2	中、小件芯砂
8	—	85	—	—	6	8	—	—	3.5	15	—	6	—	7.5~8.5	≥90	60~80	—	厚壁铸件芯砂
9	80	20	—	—	—	4~6	—	—	—	—	—	—	1	8.0~10.0	≥100	65~85	—	薄壁铸件芯砂
10	40	60	—	—	5	7	—	—	1	—	—	—	—	6.5~7.5	≥400	67~87	—	钢锭模芯砂
11	—	100	—	—	4	12~14	—	—	3	—	—	—	—	6.5~8.0	≥400	85~95	≥0.21	汽轮机气缸衬芯砂

表 4.1-50 铸钢件干型砂的配比及性能

序号	配比（质量比）											性能				使用范围
	旧砂	新砂粒度（筛号）			黏土	膨润土	糖精	纸浆废液	糖浆	氧化铁粉	木屑	w（水）/%	湿透气性	湿压强度/kPa	干强度/MPa	
		20/40	30/50	40/70												
1	—	30	60	10	—	9	—	—	—	—	—	7~8	>350	40~60	—	大型铸钢件
2	—	—	80	20	8	6	0.5	—	—	—	—	7~8	>200	45~60	—	>100 kg碳钢件
3	30	53	—	—	9	—	—	2	—	—	6	6~8	>100	50~70	干拉 0.05~0.15	大齿轮芯砂
4	—	50/100 5	30	65	6	8	—	—	2	—	—	7~8	>160	45~60	—	高锰钢和重要碳钢件
5	0~30	粒度：20/40~30/50 筛号 70~100			7	7	—	—	0.5	—	—	7.5~9.0	>150	49~60	—	大、中型铸钢件
6	—	150 筛号 85	—	50/100 筛号 15	11~13	—	—	2~3	—	—	—	6~7	≥550	45~55	干拉 0.15	大、中型铸钢件
7	—	150 筛号 75	—	50/100 筛号 25	11~13	—	—	1.5~2.0	—	—	—	7~8	≥200	40~50	干拉 0.2	大、中型铸钢件
8	—	335 筛号 60	150 筛号 40	—	10~14	—	—	0.5~1.0	—	—	—	7~8	≥400	20~30	干拉 0.1	大、中型铸钢件面砂
9	50~60	—	150 筛号 40~50	—	6~8	—	—	—	—	—	—	6.5~7.5	≥300	25~35	—	大、中型铸钢件背砂
10	—	100	—	—	7.0~7.8	钠基 7.0~7.5	—	—	—	—	—	7.5~9.0	≥150	30~42	干剪 0.3	大型铸钢件型砂
11	—	100	—	—	4.0	钠基 6.0~7.0	—	—	—	0.04~0.08	体积 15	10~11.5	≥80	28~40	干剪 0.18	大型铸钢件背砂

表 4.1-51　非铁合金铸件干型砂的配比及性能

序号	配比（质量比）									性能				使用范围
	旧砂	新砂 粒度(筛号)	新砂 加入量	红砂	黏土	膨润土	硫磺	硼酸	纸浆废液	w(水)/%	湿透气性	湿压强度/kPa	干拉强度/MPa	
1	60~80	70/140	20~35		10~15	—	—	—	—	5.5~7.5	≥30	40~60	0.08~0.12	铜合金铸件型砂
2	70	100/200	22	6.5	—	1.5	—	—	—	5.5~7.0	>40	80~100	0.25~0.40	铜合金铸件型砂
3	30	100/200	47	18	—	5	—	—	—	5.5~7.0	>40	80~100	0.25~0.40	铜合金铸件芯砂
4	70~90	100/200 140/270	10~30	—	—	—	—	—	0.3	5~7	≥30	30~50	0.08~0.12	铝合金型砂
5	55	70/140	20	25	—	—	—	—	—	5~7	—	—	—	铝合金铸件芯砂
6	—	100/200	40	60	—	—	—	—	—	5.5	—	—	—	铝合金铸件芯砂
7	—	140/270	75	25	—	0.5	0.5	0.3	—	适量	—	—	—	镁合金铸件芯砂

表 4.1-52　铸铁件表面烘干型砂的配比及性能

序号	配比（质量比）							性能			使用范围
	旧砂	新砂 粒度	新砂 加入量	膨润土	碳酸钠	木屑	焦炭粒 <4 mm	w(水)/%	湿透气性	湿压强度/MPa	
1	50	20/40	50	10~12	0.5~0.6	2	—	6.5~7.5	>600	100~120	10 t 以上大件的型砂和芯砂
2	40	20/40	60	10~12	0.5~0.6	2	5	6.5~7.5	>600	100~120	10 t 以上大件要求耐火度高的芯砂
3	—	20/40	100	14~16	0.55~0.65	2	—	6.5~7.5	>900	100~120	10 t 以上大件要求透气性好的芯砂
4	80	20/40	20	4~6	0.3~0.5	1	—	6.5~7.5	>400	90~110	5~10 t 铸件的面砂
5	30	20/40	70	8~10	0.4~0.5	2	—	6.0~7.0	>400	90~110	5~10 t 铸件的芯砂
6	80	30/50	20	4~6	0.2~0.3	1	—	6.0~7.0	>300	90~110	5 t 以下铸件的型砂和芯砂
7	30	30/50	70	6~8	0.3~0.4	—	—	6.0~7.0	>300	80~100	5 t 以下铸件的型砂和芯砂
8	30	30/50	70	8~10	0.4~0.5	2	—	6.0~7.0	>400	90~110	5 t 以下铸件大的芯砂

编写：黄天佑（清华大学）

第2章 芯　　砂

1 概述

1.1 砂芯的分类

砂芯主要是用来形成铸件的内腔、孔洞和凹坑等部分，在浇注时，由于它的大部分或部分表面被液态金属所包围，经受着铁液强烈的热作用、机械作用，排气条件也差，出砂、清砂困难，因此，对芯砂的性能要求比一般型砂要高得多，即它应具有较高的强度和耐火度，较小的吸湿性，特别是它应具有较高的透气性，较低的发气量和较好的溃散性等。为了便于合理地选用芯砂用的黏结剂和有利于芯砂的管理，一般可根据砂芯几何形状的特征和在浇注期间的工作条件，以及产品质量的要求，常将砂芯分为五级，见表4.2-1。

表4.2-1 砂芯的分类及其特征

级别	特征	示例
Ⅰ	砂芯剖面细薄、形状复杂、芯头窄小，大部分表面被金属液所包围，在铸件内部形成不加工的表面质量好、光洁的内腔	例如汽车的缸体和缸盖的水套砂芯，液压件的多路阀体砂芯等
Ⅱ	砂芯大部分表面被液体金属包围，形状较复杂，有局部薄断面，芯头比Ⅰ级砂芯的大，在铸件中构成表面质量好、光洁、部分或完全不加工的内腔	例如汽车的排气管、暖气片、潜液压泵的叶轮、阀体等的砂芯
Ⅲ	形状中等复杂，没有很薄的部分，但局部有凸缘、棱角、肋片，在铸件中构成重要的不加工表面的各种体积较大的砂芯	例如车床溜板箱砂芯、缸体的缸筒砂芯等
Ⅳ	形状不复杂，在铸件中构成还需机械加工的内腔，或形成虽不加工但对表面粗糙度要求不很严格的表面的砂芯	例如离合器的外壳、车床主轴箱体的砂芯等
Ⅴ	在大铸件中构成很大内腔的简单大砂芯	例如车床床腿砂芯等

芯砂所需的湿强度大都取决于芯砂本身的结构特点和制芯工艺。如果芯砂在芯盒中硬化成形，则要求芯砂的湿强度较低，以保证芯砂有较好的流动性和充型能力，如Ⅰ、Ⅱ级树脂砂芯。如果砂芯起模后再硬化，如Ⅲ、Ⅳ和Ⅴ级砂芯，则芯砂要求有较高的湿强度。

过去，由于铸件生产批量小、几何形状简单，大多采用手工捣实，然后进窑加热硬化的制芯方法。这种制芯方法的优点很多，如生产成本低、环境污染小、生产灵活性大、适用范围广。不过，采用这种制芯工艺生产出来的铸件具有尺寸精度低、表面质量差、能源消耗多、生产效率低等缺点，已无法满足生产高精度铸件质量的要求，特别是汽车工业对铸件提出的更高、更严的要求。20世纪60年代，树脂砂制芯引入我国铸造车间后，由于这种芯砂的强度高及溃散性好，能显著改善铸件的表面质量和尺寸精度，在我国大、中型企业很快得到了广泛的应用，成为我国铸造企业制芯的主要手段。据报道，到20世纪80年代我国大、中型企业的铸造厂中约70%以上的砂芯都采用了树脂砂制芯工艺。

树脂砂制芯工艺的应用，提高了铸件的质量和生产效率，以及企业产品在市场上竞争能力，但是，却增加了制芯成本，污染了作业环境。如在浇注、清砂过程中，由于热的作用，可使呋喃树脂及其固化剂产生热分解，而释放出一氧化碳、二氧化硫等有毒气体（见表4.2-2），三乙胺冷芯盒芯砂也要释放出各种含苯的有毒物质（见表4.2-3），它们都属于2001年在联合国环境会议上通过的“关于持久性有机物污染的斯德哥尔摩公约”中规定禁用或严格限用的有毒有机污染物。因此，在当今对环保、成本、效益等要求日益严格的21世纪，制芯材料的发展趋势是，应大力开发、应用无污染、低成本、高效的新型砂芯黏结剂、固化剂，取而代之目前广泛应用的各种树脂砂，为真正实现铸造业的清洁化生产奠定基础。

表4.2-2 呋喃树脂砂在造型和浇注时析出的有毒气体量

序号	气体种类		测定值/$mg \cdot m^{-3}$（冬季）	测定值/$mg \cdot m^{-3}$（夏季）
1	一氧化碳	造型	57	12
		浇注	90	80
2	糠醇	造型	9	16
		浇注	0.1	—
3	硫化氢	造型	0.3	0.1
		浇注	6	3
4	二氧化硫	造型	0.2	0.1
		浇注	2	5
5	苯酚	造型	0.5	0.15
		浇注	0.5	0.10
6	甲醛	造型	0.3	1.6
		浇注	0.1	2.0

表4.2-3 三乙胺冷芯盒砂在浇注工部释放的有毒气体量

序号	气体种类	毒性等级	释放有毒气体测定值/$mg \cdot m^{-3}$	
			芳族苯类溶剂	植物类甲酯溶剂
1	苯	一类致癌物	10.82	6.37
2	甲苯	一类致癌物	7.10	3.54
3	二甲苯	一类致癌物	7.77	6.09
4	酚	二类致癌物	14.22	6.60

1.2 制芯方法分类及其选择

20世纪50年代前，制芯方法较少，没有多少选择余地，主要是采用黏土砂和部分油砂，手工制芯的方法。近年来，为了适应汽车行业发展的需要，开发了各种化学黏结剂，并逐步应用于制芯工艺，对于提高生产效率和铸件质量，都起了积极的作用。目前可供选择的制芯方法较多。一般可按制芯的工装不同，制芯方法可分为两大类：在芯盒内制芯与用刮板制芯，其中，在铸造生产中应用最广泛的还是用芯盒的制芯方法。当前用芯盒的制芯方法大致可分为如下四种方式；

1）砂芯在芯盒外面，即脱芯后加热硬化成形。

2）砂芯的成形和加热硬化均在芯盒中完成。

3）砂芯在芯盒中在室温下自行硬化到尺寸稳定后脱模，然后，再在室温下进一步硬化成形。

4）砂芯在芯盒中靠通过某种气体（或气雾）催化剂，使之硬化成形。

上述四种在芯盒中成型的制芯方法的主要区别是：芯砂在芯盒内的紧实是手工捣实或震动捣实，还是用压缩空气射芯；砂芯在芯盒内，还是在芯盒外硬化成形；其硬化靠加热（热法），还是在室温（冷法）条件下靠气体催化剂等。为了提高铸件的尺寸精度，要求砂芯也应具有较高的尺寸精度，因此，砂芯应尽可能在芯盒中硬化成形。至于在芯盒中硬化采用热法还是冷法，则需要根据铸件的要求作具体分析，但从发展方向来看应是冷法，既节能，又能改善作业环境，同时，木质、塑料、金属芯盒均可应用。但是，由于热法制芯开发较早，技术较成熟，因而，目前，在我国汽车、柴油机、泵类等行业应用较广泛，制芯量占砂芯总产量50%以上，不过也在向尽量降低加热温度的方向发展，例如温芯盒、冷芯盒就很受欢迎。当前按冷法和热法的具体工艺来划分，热法制芯的有：壳芯制芯法、热芯盒制芯法及温芯盒制芯法等。冷法制芯的可分为自硬冷芯盒法和气硬冷芯盒法两种，其中自硬冷芯盒法有：酸催化呋喃树脂自硬法、酸催化酚醛树脂自硬法、尿烷自硬法和酯-酚醛自硬法等。气硬冷芯盒法又有：三乙胺法，SO_2 法，CO_2（甲酸甲酯）-碱性酚醛树脂法和 CO_2-聚丙烯酸钠法等。应该指出的是，上述各种制芯方法目前均在一定范围适用。生产实际中具体选用何种制芯法受很多因素的制约，除了考虑生产纲领（生产批量）、尺寸精度要求以及尺寸大小之外，还需考虑原材料来源、生产成本以及公害限制等，表4.2-4列出上述各种制芯工艺的特点和适用范围。

表4.2-4 芯盒内硬化的各种黏结剂芯砂的制芯工艺的特点和适用范围

制芯法	制芯工艺	主要组成	紧实方法	硬化温度	适用范围
热法	热芯盒	呋喃-酸	用压缩空气射芯（用射芯机）	200~250℃	大批量生产Ⅰ、Ⅱ级小型砂芯
		酚醛-酸			
	壳芯	酚醛-胺			
	温芯盒	呋喃-磺酸盐		150~170℃	
自硬法（室温）	自硬砂	呋喃-磺酸	用震实台或手工等方法紧实	在室温下自行硬化	小批量生产Ⅱ、Ⅲ和Ⅳ级中、大型砂芯
		酚醛-磺酸			
		酚尿烷			
		酯-酚醛			
		酯-水玻璃			
		磷酸盐			
冷法（吹气硬化）	三乙胺法	酚醛-异氰酸酯	用射芯机制芯	在室温下用气体或气雾进行硬化	大批量生产Ⅰ、Ⅱ级小型砂芯
	呋喃-SO_2	呋喃-H_2O_2			
	CO_2-酚醛	碱性酚醛			小批量生产Ⅲ、Ⅳ和Ⅴ级中、大型砂芯
	CO_2-丙烯酸	聚丙烯酸钠	用手工捣实制芯		
	CO_2-水玻璃	水玻璃			

1.3 黏结剂的分类及其选择

由于不同复杂程度的各级砂芯的要求不尽相同，而且，目前铸造生产上可利用的黏结剂和制芯工艺名目繁多，新的黏结剂和新的制芯工艺也不断涌现，为了便于大致估计黏结剂的工艺性能，如强度、流动性、吸湿性、溃散性等，有利于合理选用黏结剂和制芯工艺，也为了便于开发和研制新的黏结剂，有必要对黏结剂加以分类。

黏结剂的分类方式很多，例如有按其来源分为天然材料和合成材料；有按其化学属性分为有机材料和无机材料等。对于铸造生产的黏结剂来说，最好结合砂芯的要求来分类，这样才有利于黏结剂的选用、改进和新黏结剂的开发。例如黏结剂是否吸湿，即黏结剂基团、结构是亲水的，还是憎水的；其硬化反应是物理的，还是化学的，最好还应知道其硬化的化学反应属于哪一种类型反应；另一方面，就是黏结剂对原砂的黏结力，即黏结强度。目前，能全面满足各类砂芯要求的分类方法还有待进一步探索，而目前比较实用的是按芯砂比强度的大小进行分类。

比强度（或称单位强度）系指每1%质量分数的黏结剂可获得的芯砂干拉强度，假如黏结剂内含有溶剂，那么它的比强度应是

$$\sigma_{比} = 100\sigma / a\ (100 - b)$$

式中，σ 为芯砂工艺试样的干态抗拉强度值，MPa；a 为在工艺试样的芯砂内黏结剂的质量分数，%；b 为在黏结剂中溶剂的质量分数，%。

目前我国采用的比强度是包含有溶剂的黏结剂的比干拉强度。根据各种黏结剂的比强度进行分类见表4.2-5。

表 4.2-5 按比强度的黏结剂的分类

组别	比强度/MPa	有机黏结剂		无机黏结剂
		亲水的	憎水的	亲水的
1	>0.5	脲醛、脲呋喃、碱性酚醛、动物胶	植物油、酚醛、酚尿烷、酚呋喃	改性水玻璃
2	0.3~0.5	淀粉、聚乙烯醇、复交砂	合脂、渣油	水玻璃、磷酸盐
3	<0.3	纸浆废液、糖浆	塔油、沥青	水泥、黏土

一般选用砂芯黏结剂时，常以下述几点作为依据。

(1) 根据铸件的特点和对砂芯的要求

Ⅰ、Ⅱ和Ⅲ级砂芯应选用1、2组黏结剂，因为，这两组黏结剂的比强度高，砂中加入少量的黏结剂就可得到较高干强度的砂芯，这样，芯砂的发气量也少，有利于保证铸件的质量。

有机黏结剂在高温下容易分解，具有较好的溃散性，适用于制作复杂的Ⅰ、Ⅱ级砂芯。而无机黏结剂的耐热性好，不过，它的溃散性比有机黏结剂差，常用来生产Ⅱ、Ⅲ级一般复杂的砂芯。又由于酚醛树脂和呋喃树脂的硬化过程都产生不可逆的缩聚反应，具有较高的耐热性，也常被用于铸钢件生产。然而，呋喃树脂的高温退让性较差，易导致薄壁、箱型铸钢件产生热裂缺陷，因此，这类铸件的砂芯一般都采用酯硬化水玻璃砂；而脲烷系的树脂的耐热性较低，则适用于非铁合金铸件的生产。

植物油黏结剂的硬化过程也产生不可逆的氧化和聚合反应，强度高，溃散性好，可用来生产复杂的Ⅰ、Ⅱ级砂芯的铸钢件与铸铁件。

Ⅳ、Ⅴ级砂芯可选用黏土、水泥和未改性的水玻璃等做黏结剂就可满足强度的要求。

(2) 根据生产批量

在大批量生产的条件下，例如，在汽车、柴油机等行业，由于需要提高制芯效率，而且还要求砂芯具有较高的尺寸精度，如Ⅰ、Ⅱ级缸体和缸盖的水套砂芯，有时甚至Ⅲ级砂芯，都采用壳芯法、热芯盒法、温芯盒法和冷芯盒法等来生产。除了个别Ⅰ级砂芯外，黏结剂可采用酚醛树脂、呋喃树脂和酚－脲烷树脂。目前，这些树脂砂制芯法已在我国的汽车行业的铸造工厂中得到了广泛的应用。在小批量生产的条件下，如机床、泵阀等行业，有的砂芯尺寸较大，常采用树脂自硬砂，如酸－呋喃、酸－酚醛、酯－酚醛和酚脲烷等树脂砂来生产Ⅰ、Ⅱ和Ⅲ级砂芯，也是合理的，对于较大的铸钢件用的砂芯，还可采用酯－水玻璃砂。合脂、渣油一般常用作Ⅲ、Ⅳ级中、小型砂芯的黏结剂。

(3) 根据造型材料的资源和成本

由于各地区造型材料的资源和供应条件的不同，选择黏结剂时，还要因地制宜，并注意降低其成本。

选择合理的芯砂黏结剂和使黏结剂得到最充分、最有效的利用，对降低铸件的生产成本，保证铸件的质量，具有十分重要的意义。可是，在我国的一些铸造工厂中，砂芯黏结剂的作用没有得到充分的利用，在大多数情况下，砂芯黏结剂的所产生的黏结强度只利用了在正确使用时所能得到的强度的1/2~2/3，从而，造成了黏结剂的较大浪费。

2 加热硬化芯砂

此法系指型、芯砂经过加热，使型、芯砂在一定的温度和时间下硬化成型的一种制芯工艺，其中包括在芯盒内加热硬化和砂芯从芯盒内取出后再加热硬化的两类工艺，常用的如下。

2.1 植物油砂

2.1.1 植物油黏结剂的种类和性状

植物油砂主要是以植物油做芯砂的黏结剂。它的主要成分是三甘油酯，它由一个甘油分子和三个油酸分子所组成。植物油习惯上按其碘值分为干性油、半干性油和不干性油，但是这种分类不能完全反映各种油脂性能上的差别，所以从工业应用的角度，又按其所含油酸的种类，分为羓合酸油类、亚麻酸油类、油酸－亚油酸油类、芥酸油类等。

铸造生产中常用的植物油有桐油、亚麻籽油，还有米糠油（改性）、塔油等。除此以外，属于半干性油的大豆油、棉籽油、菜籽油，还有一些野生的植物油和植物油的加工残渣也都曾经在铸造生产中得到应用。几种植物油的油酸含量和性能见表4.2-6。

表 4.2-6 几种植物油的油酸含量和性能

项目		羓合酸油类	亚麻酸油类		油酸—亚油酸类		芥酸油类
		桐油	亚麻籽油	大豆油	棉籽油	米糠油	菜籽油
含量（质量比）	桐酸	77	—	—	—	—	芥酸 45
	亚麻酸	—	49	8.0	—	—	8
	油酸	8.8	2.3	25	23	39.2	16
	亚油酸	10.5	18	52	48	35.1	12
	其他	3.7	30.7	15	29	25.7	64
性能	不饱和酸（质量分数）/%	95	90	86	—	90	90
	不皂化物（质量分数）/%	<0.75	<1.6	<1.5	<1.5	4.6	—
	酸值/$mgKOH \cdot g^{-1}$	<7	<4	—	—	73	90
	碘值（韦氏法）	>163	>177	120~140	106~113	99	100

植物油黏结剂的硬化为氧化、聚合的过程，脂肪酸的分子在双键处通过“氧桥”不断聚合、加大，最后形成体型结构的高分子化合物。为了加速油类黏结剂的硬化过程，可预先在植物油中加入少量催干剂（主要是铅、锰、钴、铁、钙、锌与松香、环烷酸或脂肪酸形成的皂类），以增加氧的吸收速率，促进聚合作用，加速油类的硬化。

在铸造生产中常用的油类黏结剂如下。

(1) 桐油

1) 概述　桐油是从桐油树果实中得到的一种淡黄色的油状液体。桐油是重要的工业原料，尤其在油漆生产中应用

广泛。桐油也是铸造生产中一种重要的油类黏结剂，主要用于制造各种形状复杂的砂芯。我国是世界上主要的桐油生产国，因此桐油也曾是我国铸造生产中应用最广泛的一种油类黏结剂。

桐油中主要含有桐油酸。桐油酸是一种含有18个碳原子和3个共轭双键的脂肪酸（9、11、13－十八碳三烯酸）。由于双键的轭合位置使桐油更容易氧化聚合，具有更好的干燥性能。但是，轭合脂肪酸并不定量地吸收卤素，其质量主要取决于轭合酸的数量。因此对桐油来说，碘值的意义不如对其他油类那么大。

新鲜的桐油在存放过程中会产生油脂的异构化，桐油酸从α型转化为β型，会出现沉淀、结晶甚至凝固。将桐油在200℃左右加热，可以防止异构化的发生。

2）技术指标

① 根据国家标准《桐油》（GB/T 8277—1987）的规定，桐油按其酸值、水分及挥发物、杂质的含量分为3个等级，各级桐油中均不得含有痴油、矿物油、松香及其他类油脂，具体技术指标见表4.2-7。

② 根据GB/T 8277—1987的规定和铸造生产的需要，桐油的性能应符合表4.2-8的要求。

3）国内桐油的生产情况 我国桐油产地主要在湖北、四川、贵州、云南等南方省份。

表4.2-7 桐油的技术指标

项目 \ 等级	1	2	3
色泽（罗维朋比色计，槽宽2.54 cm）	黄35、红≤3.0	黄35、红≤5.0	黄35、红≤7.0
气味	具有桐油固有的正常气味，无异味		
透明度（20℃，静置24 h）	透明	允许微浊	允许微浊
酸值/$mgKOH \cdot g^{-1}$≤	3.0	5.0	7.0
水分及挥发物（质量分数）/%≤	0.10	0.15	0.20
杂质（质量分数）/%≤	0.10	0.15	0.20
桐油试验（3.3～4.4℃，经24 h后）	无结晶析出	无结晶析出	无结晶析出

表4.2-8 桐油的技术指标

项目	密度 /$g \cdot cm^{-3}$	碘值（韦氏法）	皂化值 /$mgKOH \cdot g^{-1}$	工艺试样干拉强度/MPa
指标	0.936 0～0.939 5	163～173	190～195	≥2.0

（2）亚麻籽油

1）概述 亚麻籽油是一种深琥珀色、具有强烈的特殊气味的油类。亚麻籽油中主要含有亚麻酸。亚麻酸是一种含有18个碳原子和3个隔离双键的脂肪酸（9、12、15－十八碳三烯酸）。亚麻油的质量主要根据它的不饱和度即碘值而定，因此碘值在评价亚麻籽油的质量方面具有重要的意义。

亚麻籽油根据其用途分为工业用亚麻籽油和食用亚麻籽油两类。工业用亚麻籽油广泛应用于油漆工业。在铸造生产中亚麻籽油也是一种主要的油类黏结剂，但由于它的产量较少，因此应用范围不如桐油那么广。亚麻籽油所配制的油砂其工艺性能与桐油砂十分接近，但亚麻籽油的密度和黏度都比桐油小，所配制的油砂流动性较好，更适合于在大批量流水生产条件下使用。

2）技术标准

① 根据国家标准《亚麻籽油》（GB/T 8235—1987）的规定，工业用亚麻籽油中均不得混有其他油脂。具体技术指标见表4.2-9。

② 根据GB/T 8235—1987的规定和铸造生产的需要，亚麻籽油的性能应符合表4.2-10的要求。

3）国内亚麻籽油的生产情况 我国亚麻籽油的主要产区为西北和东北地区。

（3）改性米糠油

1）概述 米糠油是从米糠中榨取的一种油类。未经加工精制的米糠油一般称为毛糠油。毛糠油中游离脂肪酸、蜡质和不皂化物的含量较高，而且在储放（25℃）过程中酸值会不断上升。毛糠油是一种半干性油，特别是由于大量糠蜡和游离脂肪酸、不皂化物的存在，进一步降低了它的干燥性能。因此毛糠油不宜直接用做铸造黏结剂。

表4.2-9 工业用亚麻籽油的技术指标

项目 \ 等级	1	2
色泽(罗维朋比色计，2.54 cm槽)	黄35、红≤3.0	黄35、红≤5.0
气味	具有亚麻籽油固有的正常气味，无异味	
透明度(20℃，静置24 h)	透明	允许微浊
酸值/$mgKOH \cdot g^{-1}$≤	1.0	3.0
水分及挥发物(质量分数)/%≤	0.10	0.1
杂质(质量分数)/%≤	0.10	0.15
破坏试验(289℃时)	无析出物	允许有微量析出物

表4.2-10 亚麻籽油的技术指标

项目	密度 /$g \cdot cm^{-3}$	碘值（韦氏法）	皂化值 /$mgKOH \cdot g^{-1}$	工艺试样干拉强度/MPa
指标	0.926 0～0.936 5	≥175	188～195	≥2.0

作为铸造黏结剂的米糠油需要经过过滤、澄清，除去糖蜡，再经水解和蒸馏，除去饱和脂肪酸。经过改性后的米糠油是一种棕黄色的油状液体，如黏度过大可用溶剂油或煤油稀释。改性米糠油属于中档的植物油黏结剂，可用于制作各种形状复杂的砂芯。

2）技术指标 用做铸造黏结剂的改性米糠油，其性能应符合表4.2-11的规定。

表4.2-11 改性米糠油的性能指标

项目	密度 /$g \cdot cm^{-3}$	黏度(N－4，25℃)/s	酸值 /$mgKOH \cdot g^{-1}$	工艺试样干拉强度/MPa
指标	0.935～0.948	70～100	<10	≥1.6

3）国内米糠油的生产情况 改性米糠油黏结剂的生产和使用主要在南方地区一些工厂中，例如浙江省嘉兴市等。

（4）塔油

1）概述 塔油黏结剂是一种深褐色的油状液体，它是碱法木材（松木类）造纸过程中的副产品，也称为松油或纸浆油。造纸过程中将浮于黑液（废液）表面的浮皂经过酸化和清洗即可获得粗塔油。粗塔油经过粗蒸，除去气味和低分子酸。再经脂化和稀释即可制成铸造用塔油黏结剂。

塔油黏结剂中主要含有脂肪酸（油酸、亚油酸、亚麻酸和少量的饱和酸）、松香酸（环状结构）及不皂化物。粗蒸塔油中脂肪酸的质量分数约为45%、松香酸的质量分数约为35%、不皂化物的质量分数约为15%。黏结剂中稀释剂质量分数一般在20%左右。

粗蒸塔油必须加入甘油进行脂化，以提高其强度，方可用做铸造黏结剂。因为塔油可与各种多元醇及各种油活性树脂混合使用，所以有的也将它列入干性油中。

塔油黏结剂的性能介于桐油、合脂之间、由于松香酸的存在，油质稠而不黏，芯砂不易黏模。同时由于松香酸含碳量较高，高温发气量较低，析出的光亮碳较多，因此铸件内腔表面比较光洁，便于清砂，但随着松香酸含量增多，油膜的脆性也较大。

塔油黏结剂可用于制造复杂程度为Ⅱ级、Ⅲ级和部分Ⅰ级砂芯。

2）技术指标 根据福建省企业标准《铸造用塔油黏结剂》（闽Q/JB 424—1981）的规定，塔油黏结剂的技术指标应符合表4.2-12的要求。

表4.2-12 塔油黏结剂的技术指标

项目	黏度(N-6, 25℃)/s	酸值 /mgKOH·g⁻¹	工艺试样干拉强度/MPa
指标	80~150	<40	≥2.0

3）塔油的生产情况 我国生产纸浆油的只有福建南平、青州和东北佳木斯等地的造纸厂。

2.1.2 植物油砂的制芯工艺

1）芯砂特点和应用范围 植物油芯砂具有较高的干强度，高温时会燃烧失去热强度，冷却后残留强度很低，所以，这种芯砂的退让性和溃散性都很好。此外，植物油芯砂的可使用时间长、抗湿性好，是制造复杂砂芯的重要黏结剂之一。

2）芯砂用原材料和配方

① 植物油 植物油的性能应达到表4.2-7~表4.2-12规定的含量、性能和技术指标。

在选择植物油的时候还应注意因地制宜。例如：东北、西北产亚麻油、豆油，湖北、四川则桐油比较丰富，有些曾被认为“不能用做芯砂黏结剂”的植物油（如菜油），只要调整好烘干工艺，也同样可以采用。改性米糠油在使用前可用质量分数为15%的溶剂油或煤油稀释，以降低其黏度，提高芯砂的流动性。

植物油的加入量应根据实际需要确定。随着用油量的增加，芯砂强度增高，但透气性下降，发气量增大，退让性和溃散性变差，成本也增高。一般，对于一、二级砂芯，加入量为原砂重量的2%~3%，非铁合金铸件砂芯的用油量只需原砂重量的0.3%~0.6%，不必追求高强度而增加用油量。

② 原砂 油砂用原砂的要求虽不像树脂砂那样严格，但还是应该选用粒形圆、杂质少、含泥量低、表面干净的原砂甚至擦洗砂，以减少用油量。砂子的粒度一般选用40/70、50/100和70/140，3种筛号。粒度较细，铸件表面质量较好；粒度较粗，砂芯透气性较好。对于质量要求较高的铸件，常常在砂芯表面刷上涂料。

③ 附加物 油砂中常常加入糊精、纸浆废液、淀粉、膨润土等辅助黏结剂。加黏土可提高湿强度，但同时使干强度降低较多，一般加入量小于原砂重量的2%。糊精在提高湿强度的同时也能保持干强度，但增加了型砂的发气量，一般加入量为原砂重量的1%~2%。纸浆废液的作用与糊精相似，加入过多容易使砂芯吸湿变质。田菁胶可取代部分植物油，加入时应用少量柴油加以稀释。若制造要求很高的砂芯，通常不加任何附加物。

油砂中的黏土、糊精等水溶性附加物需要加水润湿，烘干时水分还可使温度上升比较缓慢，砂芯易于烘透；但水分在烘干时的蒸发破坏了油膜的连续性，使干强度降低。因此，油砂中的水的加入量应严格控制。另外，加入量为原砂重量的0.1%~0.2%的氧化铅、硝酸铵、环烷酸盐等催干剂能缩短砂芯的烘干时间。

④ 植物油砂的配比及性能可见表4.2-13和表4.2-14。

表4.2-13 植物油砂的配比（质量比）

砂 子	桐 油	亚麻油	改性米糠油	膨润土	糊 精	纸浆废液	其 他
100	2~2.5	—	—	2	2	—	—
	0.5	—	—	—	—	3	—
	—	2.5	—	—	—	—	200号溶剂0.25
	—	—	1.6~1.8	1~1.3	0.5	—	—
	3	—	—	4.5	1	—	山芋粉0.4，糖浆2
	2.5	—	—	0.5	—	—	—

表4.2-14 植物油砂的性能及使用范围

铸 件	性 能				使用范围
	含水量（质量分数）/%	透气性	湿压强度/kPa	干拉强度/MPa	
铸铁件	3.2~3.8	>100（湿态）	14~18	1.3~1.7	柴油机V形缸体砂芯
	1.5	>90（干态）	7~14	0.9~1.5	内燃机排气管砂芯
	—	80（湿态）	3.5~4.5	3.0~3.3	气缸体水套砂芯
	<2	>146	20.5	1.1~1.5	发动机缸体砂芯
铸钢件	7~9	>80（湿态）	15~20	—	纺织机圆盘件砂芯
非铁合金件	2.9~4	100~200	20	—	汽轮机夹层砂芯

3）油砂的混制　配制植物油砂的一般原则是先干混后湿混，水及水溶性附加物应在加油之前加入。黏土、糊精等粉状附加物在干混过程中可得到较充分的分散，再被水润湿，就能均匀地包覆在砂粒表面。然而，先加油后加水对掌握油砂的湿强度比较有保证，因此有的工厂采用先加油后加水的工艺。混砂时间不宜过长，否则芯砂会因发热使水分蒸发，性能变差。

比较常见的油砂混制工艺有：

砂子 + 粉状附加物 $\xrightarrow{1\sim3\ \mathrm{min}}$ + 水和液态附加物 $\xrightarrow{1\sim3\ \mathrm{min}}$ + 油 $\xrightarrow{4\sim10\ \mathrm{min}}$ 卸砂。

砂子 + 水 $\xrightarrow{2\ \mathrm{min}}$ + 粉状附加物 $\xrightarrow{4\sim5\ \mathrm{min}}$ + 油 $\xrightarrow{2\ \mathrm{min}}$ + 其他附加物 $\xrightarrow{2\ \mathrm{min}}$ 卸砂。

4）制芯方法　植物油砂可采用手工制芯，也可采用机器制芯，一般采用手工制芯较多。芯砂在空气中存放容易干结硬化，夏季还可能产生酸败。因此，芯砂不宜久存，应当一班用完。在使用过程中砂芯应当保存在密闭容器中，或用湿麻袋覆盖。

油砂芯因湿强度低，硬化之前容易变形，因此，在托芯板上应铺砂垛作为依托，或者使用成形托芯板。在烘干硬化之前应尽量减少砂芯振动。

5）油芯的烘干硬化　植物油黏结剂的烘干硬化过程为氧化、聚合的过程，脂肪酸的分子在双键处通过“氧桥”不断聚合、长大，最后形成体型结构的高分子化合物。为了加速油类黏结剂的硬化过程，可预先在植物油中加入少量催干剂（主要是铅、锰、钴、铁、钙、锌与松香、环烷酸或脂肪酸形成的皂类），以增加氧的吸收速率，促进聚合作用，加速油类的硬化。所以，植物油砂的烘干硬化时，应控制烘烤时间和烘烤温度。温度过高，油分子发生分解，砂芯会发酥或烧枯。温度过低，氧化聚合反应不完全，砂芯强度不足。一般烘烤温度为200～220℃，在此温度下的保持1～2 h。若砂芯在冷炉中随炉升温，在200～220℃保持的时间可适当缩短，但整个烘烤时间延长。

对于截面均匀的薄小砂芯，可采用高温短时间的烘干工艺。若是较大且厚薄不均的砂芯，则可采用低温较长时间的烘干工艺。若砂芯用原砂的粒度较粗，因其透气性较好，烘干时间也可适当缩短。

2.2 合脂砂

2.2.1 合脂黏结剂的性状

1）概述　桐油等干性植物油都是重要的工业原料，其增产速度远远不能满足我国工业发展的需要。因此，研究和寻找植物油类黏结剂的代用品是我国铸造业一项重要的任务。由于合脂砂的烘干工艺和不少性能都和植物油砂比较接近，而且，当时合脂的供应较充分，价格便宜，所以，合脂砂在我国很快得到了广泛的应用。

合脂黏结剂是一种深褐色的油状液体。它是石蜡氧化制取合成脂肪酸过程中所获得的副产品。$C_{10}\sim C_{20}$的合成脂肪酸用于制造肥皂，剩留的高分子量的残渣经溶剂稀释后可用做铸造黏结剂。

合脂黏结剂中主要含有高碳脂肪酸、羟基酸、不皂化物和占黏结剂质量分数为45%～50%的溶剂。石蜡的熔点对残渣中各种组分的含量有一定的影响，黏结剂的黏性和强度也稍有差别。合脂黏结剂比渣油黏结剂具有较好的烘干性能。合脂黏结剂与酸性的有机水溶性黏结剂配合使用时，干拉强度大幅度提高，这是合脂黏结剂的一个主要特点。

合脂黏结剂可以代替桐油制作复杂程度为Ⅱ级、Ⅲ级和部分Ⅰ级砂芯。从20世纪60年代初期应用至今，合脂黏结剂在我国铸造生产中获得了广泛的应用，是手工制作的油砂芯的主要黏结剂。

2）技术标准　根据国家标准《铸造用合脂黏结剂》（GB/T 12216—1990）的规定，合脂黏结剂的分级、牌号表示方法和技术指标如下。

① 铸造用合脂黏结剂按黏度值分为3级，见表4.2-15。

② 铸造用合脂黏结剂按工艺试样干拉强度值分为2级，见表4.2-16。

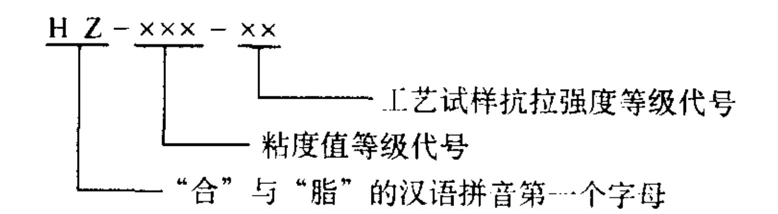
表4.2-15　铸造用合脂黏结剂按黏度值分级

等级代号	40	80	120
黏度值(N-6,30℃)/s	≥15～40	>40～80	>80～120

表4.2-16　铸造用合脂黏结剂按干拉强度值分级

等级代号	14	17
工艺试样抗拉强度值/MPa	≥1.4	≥1.7

③ 牌号　铸造用合脂黏结剂的牌号表示方法如下



例如：铸造用合脂黏结剂的黏度值为40 s、抗拉强度值为1.5 MPa时，可表示为HZ-40-14。

④ 技术指标　用于配制合脂黏结剂的合成脂肪酸蒸馏残渣其酸值应为15～70 mgKOH/g。铸造用合脂黏结剂的稀释溶剂一般可选用符合GB/T 253—1989规定的煤油和符合GB/T 922—1980规定的200号溶剂油。

3）国内主要的合脂黏结剂生产情况　目前国内生产和供应合脂黏结剂的单位很多，天津、沈阳、大连、唐山等地都有。

2.2.2 合脂砂的制芯工艺

1）芯砂特点和应用范围　桐油、亚麻油等干性植物油都是重要的工业原料，资源有限，价格较高，铸造工作者早就在寻找植物油的代用品。石油沥青乳浊液、页岩残油、减压渣油等先后在铸造中应用，特别是合成脂肪酸蒸馏残液（简称合脂），性能较好，价格便宜，应用较广。合脂砂在很多方面与植物油砂有相似之处，主要用来制造Ⅱ、Ⅲ级砂芯。

合脂是制皂厂在对石油副产品石蜡进行氧化，再经过真空蒸馏提取各种低碳或中碳皂用脂肪酸以后所剩下的残液，它由不溶物（主要是羟基酸及其聚合物）、脂肪酸混合物和不皂化物（含中性氧化物和未氧化石蜡）组成。合脂的硬化过程是合脂中羟基酸之间的羟基和羧基的缩聚使其分子增大，逐步经过溶胶、凝胶阶段变成坚韧的弹性薄膜，因而使砂芯产生强度。

2）芯砂用原材料和配方

① 合脂黏结剂　合脂黏结剂的性能应达到表4.2-15和表4.2-16规定的技术要求。

合脂黏结剂分为软蜡合脂和硬蜡合脂。用熔点（30～44℃）较低的石蜡生产的合脂称软蜡合脂，它含羟基酸较多，呈黑褐色，黏度大，硬化强度高。用熔点（>52℃）较高的石蜡生产的合脂称硬蜡合脂，它含羟基酸较少，呈浅褐色，黏度不大，硬化强度低。用做铸造黏结剂应尽量采用软蜡合脂。合脂在芯砂中的加入量为原砂质量的2.5%～4.5%。

合脂黏结剂在常温下为膏状，气温低时会结成固体，使

用时必须加以稀释。常用的稀释剂是煤油，煤油加入量一般为合脂黏结剂质量的44%~50%，夏天或对流动性要求不高的时候可降为33%~42%。大批量生产中为了缩短砂芯烘干时间，有时也用溶剂油做稀释剂。稀释的方法是将合脂黏结剂加热到80~100℃熔融，然后加入煤油并充分搅拌，直到无沉淀、不分层为止。

② 附加物　合脂砂的湿强度比油砂还低。为提高湿强度，一般也是加入膨润土、糊精或纸浆废液等，它们在合脂砂中的作用与在油砂中的作用相同。一般附加物在合脂砂中的加入量为：膨润土为原砂质量的1%~2%，糊精为原砂重量的1%~1.5%，纸浆废液为原砂重量的3%左右。随着芯砂中糊精或膨润土的加入，芯砂中还应加入原砂重量2%~3%的水。

合脂黏结剂的黏度大，芯砂流动性差，因此，必要时可加入原砂质量0.5%~1%的植物油。

③ 原砂　采用粒度适中、粒形较圆、泥分较少的原砂可减少黏结剂加入过多带来的副作用。对于Ⅰ级砂芯，应按照植物油砂对原砂的要求选择原砂。但对于大多数Ⅱ、Ⅲ级砂芯来说，对原砂的要求可适当降低。

有的工厂通过加入天然黏土砂来改善合脂砂的湿强度，如加入原砂重量15%的红砂提高湿强度的效果比加入膨润土还好。常加入的红砂粒度为100/200筛号、泥的质量分数为8%~15%，

④ 合脂砂的配比和性能可见表4.2-17。

表4.2-17　合脂砂的配比和性能

铸件	配比（质量比）							性　能				使用范围
	原砂	合脂	亚麻油	膨润土	糊精	工业油	山芋粉	含水量（质量分数）/%	湿透气性	湿压强度/kPa	干拉强度/MPa	
铸铁件	100	3.2~3.4	—	1.5	1.5	—	—	3~3.4	>110	13~14	1.3~1.7	柴油机铸铁件小砂芯
		2	—	2	1	1.8	1	1.5~2.5	60~80	7~10	1.2	纺织机械铸铁件简单砂芯
		1.5	0.5	（红砂2.5）	（糖浆0.6）	—	—	1~1.5	>110	3.5~5.5	1.1~1.4	铸铁气缸盖砂芯
铸钢件		4~4.5	—	—	1.2~1.4	—	—	2~3	≥150	12~16	>1.2	铸钢件特殊要求砂芯
非铁合金铸件		2.5~3	—	—	2.5	—	—		—	—	—	消防器材非铁合金铸件砂芯

3）合脂砂混制　合脂砂的混制工艺与植物油砂基本相同，只是总的混砂时间较长一些，这是因为合脂黏结剂的黏度较大的缘故。典型的混制工艺是：

原砂 + 粉状附加物 $\xrightarrow{2\sim3\ \text{min}}$ + 水和水溶性附加物 $\xrightarrow{2\sim3\ \text{min}}$ + 合脂 $\xrightarrow{10\ \text{min}}$ 卸砂

4）制芯方法　合脂砂用手工制芯和机器制芯均可，以机器制芯较多。应注意的是，因合脂芯砂流动性较差，而砂芯填不满或出现疏松、空洞，会在烘烤过程中砂芯产生蠕变。

合脂芯砂在保存期间容易失水干燥，故保存芯砂最好用密闭容器或用湿麻袋覆盖。

5）砂芯的烘干硬化　合脂砂的烘干温度范围比植物油砂宽，为200~240℃，烘干时间为2~3 h。若用溶剂油做合脂的稀释剂，烘烤时间可适当缩短。若大小砂芯同炉烘烤，大砂芯应靠近炉壁温度较高处。

因合脂的缩聚硬化反应不需要氧气，因此，烘干时不必考虑供氧问题，应尽快地把从砂芯中逸出的溶剂挥发物顺利排出炉外，保证烘干效果，防止炉气爆炸。

2.3　改性渣油砂

2.3.1　改性渣油黏结剂的性状

1）概述　我国早在1958年就开发了渣油黏结剂，由于它在冬季黏度大，混砂不方便，烘烤温度高，型芯蠕变大，烘烤温度窄和烘干速度慢等缺点。直到1974年，对渣油进行了特殊改性处理后，才研制成适合铸造生产要求的改性渣油黏结剂。

渣油是炼油厂原油蒸馏加工过程中蒸馏塔底部所剩留的残渣。原油蒸馏工艺有常压蒸馏、减压蒸馏等两种。不同的原油、不同的蒸馏工艺对渣油的性能都有一定的影响。用做铸造黏结剂的渣油一般为减压渣油。渣油经过进一步氧化加工可制成石油沥青。

渣油中主要含有油质、胶质（胶质质量分数为20%~25%）和沥青质。渣油黏结剂的硬化包含了油质蒸发胶凝向胶质转化，胶质又进一步氧化、聚合，具有复杂的物理化学反应过程。

渣油用溶剂（煤油、轻柴油）按质量10:5左右的比例稀释后即可用做铸造黏结剂。渣油黏结剂的发气量小，但烘干温度比较高、烘透性较差，工艺试样最适宜的烘干温度为250~260℃。如在渣油黏结剂中加入少量催干剂，烘干温度可下降20℃左右。

渣油黏结剂可代替植物油制作复杂程度Ⅱ级和Ⅲ级的砂芯。

2）技术标准　沈阳铸造研究所利用上海炼油厂生产的减压渣油加轻柴油或煤油稀释后配制成S61渣油黏结剂，上海大学利用同一种渣油再加适量环烷酸铁作催化剂配制成的S76渣油黏结剂，其性能指标见表4.2-18。

3）国内一些渣油的性能及生产情况　我国原油产地分布很广，各地原油加工生产的减压渣油其性能和成分见表4.2-19。渣油黏结剂皆由炼油厂生产供应，有条件时可以进行再加工。

表4.2-18　渣油黏结剂的性能指标

种类 \ 项目	溶剂含量（质量分数）/%	黏度（N-6，30℃）/s	工艺试样干拉强度/MPa
S61渣油	≈30	40~80	≥1.6
S76渣油	30~35	9~25	≥2.0

2.3.2　改性渣油砂的制芯工艺

1）基本特点及应用范围　渣油是石油分馏过程的中间产物，主要由各种碳氢化合物及氧、硫、氮等衍生物的大分子的混合物组成。根据其碳氢比率和相对分子质量的不同，它可以分为油质、胶质和沥青质三部分。此外，还有质量分数小于1%的碳氢质和半焦油质。

表 4.2-19　几种渣油的性能和成分

种类＼项目	密度/$g \cdot cm^{-3}$	软化点/℃	黏度/Pa·s	中性胶质（质量分数）/%	油和蜡（质量分数）/%	沥青质（质量分数）/%
大庆减压渣油（S76）	0.934 5	42	2.69	35	55	10
大庆减压渣油（S61）	0.95	38～40	10～15	20～23	70～75	2.8
克拉玛依渣油	0.95～0.98	34～44	—	22.17	74	0.1
抚顺叶岩残油	0.95～0.96	30～40	19.8	—	—	—

铸造中常用的一种渣油，是对石油分馏残渣经过改进后的一种棕黄色膏状物，其产品型号为 S61 和 S76 两种。

在烘干温度下，渣油分子活动剧烈，大分子进行脱氢聚合而成为胶质，胶质又进一步脱氢聚合生成沥青质，接着又向碳氢质和半焦油质转化。在这个过程中，渣油变成凝胶及半固态、固态的韧性黏结膜，使砂芯获得强度。

渣油可有效地代替包括植物油在内的其它油类黏结剂，而且成本低廉，可制作汽车、机械、液压件等的各类合金铸件的Ⅰ级至Ⅱ级砂芯。

2）砂芯用原材料和配方

① 渣油　改性渣油的性能应达到表 4.2-18 中规定的技术指标。与合脂一样，改性渣油使用前必须加以稀释。稀释既可降低渣油的黏度，又可提高渣油砂的强度。裂化柴油是一种较好的稀释剂，煤油也可作为稀释剂，不过效果较差。当渣油与裂化柴油的质量比为（2:1）～（4:1）时，稀释效果最好。一般，芯砂中改性渣油的加入量为原砂重量的 3%～4%，非铁合金铸件砂芯中的加入量可适当减少。

② 附加物　改性渣油砂中常加入原砂重量的 2%左右的膨润土，糊精也可少加或不加。膨润土的最佳加入量是膨润土与糊精以质量比为（2:1）～（3:1）。在相同附加物的条件下，改性渣油砂的湿压强度比桐油砂和合脂砂高。附加物的加入，不仅提高了渣油砂的湿强度，而且扩大了砂芯烘烤的温度范围，改善了烘干后砂芯的质量。

水分随粉状附加物的加入而加入，适宜的水分加入量是膨润土的 1/2 或膨润土加上糊精量的 1/3。

在改性渣油的稀释阶段，可加入渣油重量的 9%～12%的环烷酸铁（也可用裂化柴油稀释）。环烷酸铁的作用是促进渣油氧化聚合，降低砂芯烘干温度，扩大烘干温度范围。

③ 原砂　改性渣油砂对原砂的要求与合脂砂对原砂的要求基本相同。

④ 改性渣油砂的配比和性能可见表 4.2-20。

表 4.2-20　改性渣油砂的配比和性能

配比（质量比）				性能				使用范围
砂子	渣油	膨润土	糊精	含水量（质量分数）/%	湿透气率	湿压强度/kPa	干拉强度/MPa	
100	S61 6.5	—	2.5	1.6～1.8	≈120	19	1.0～1.6	柴油机缸盖砂芯
	S76 4.6～4.8	3	1.5	≈4	100～150	15～30	1.3	纺织机械砂芯
	S76 6.0	5	2	3.5～4.5	>100	2.0～30	（干剪强度）>0.7	浮筒锚链架铸钢件砂芯

3）渣油砂混制　改性渣油砂可采用如下混制工艺：

原砂＋粉状附加物$\xrightarrow{2\ min}$＋水和液状附加物$\xrightarrow{10\sim15\ min}$＋渣油$\xrightarrow{2\sim5\ min}$卸砂

4）制芯方法　改性渣油砂的流动性、湿强度等工艺性能都比较好，可用手工制芯，也可用机器制芯。此外，改性渣油砂还有以下特点：①芯砂的保存时间可长达 2～3 周，无附加物的芯砂甚至可以长期放置。②制好的砂芯在入炉烘烤之前也可以长期放置而不变形、松散。③不黏附芯盒，可整班连续操作而不需擦拭芯盒。④抗吸湿性好，成品砂芯长期放置后再使用无须“回烧”。存在的问题是，手工制芯时，手与芯砂长期接触后会发黄，但用废柴油洗手后不会留下斑迹，对皮肤无伤害。

5）砂芯的烘干硬化　改性渣油砂比较适宜的烘干硬化工艺是：烘烤温度 230～250℃，烘烤时间 1～2 h。对于薄壁小芯，取烘烤温度的下限；若大小砂芯同炉烘烤，薄小砂芯应放在低温处。在烘烤厚大砂芯时要特别注意炉气循环。托芯板应开有通风孔。在炉内高温区，砂芯的摆放不应过密，避免发气量过大而造成温度自动过高。烘干前期烟气较大，需及时排出，并注意工作场地的空气流通。烘干适度的渣油砂芯应呈亮黑色或褐色，表面坚硬，棱角清晰。呈暗黑色则烘烤过度，呈黄褐色则烘烤不足，若出现严重花斑，则是因烘烤过度而发生局部燃烧。

2.4　其他油砂

1）塔油砂

① 概述　塔油中主要含脂肪酸、松香酸和不皂化物。其中各组分的比例因原料和加工工艺不同而在一定范围内变动。它的通式是 $C_{20}H_nO_2$（n＝28，30，32，34）。在塔油中起黏结作用的主要成分是脂肪酸和松香酸。脂肪酸为链状结构，其硬化特性与植物油相同，主要靠双键间的氧化聚合；松香酸为环状结构，其硬化过程与树脂相仿，主要靠官能团之间的连接。塔油砂一般在 160℃时开始硬化，但其最适宜的烘干温度为 210～230℃。

② 技术标准　塔油黏结剂一般用溶剂油（也称 200 号汽油）或煤油进行稀释，溶剂油的加入质量分数以 20～25%为宜。所得的塔油黏结剂是呈黑褐色的油状液体，其技术指标见表 4.2-21。

表 4.2-21 塔油黏结剂的技术标准

溶剂含量（质量分数）/%	酸值 /mg KOH·g^{-1}	黏度（ϕ4,30℃）/s	干拉强度 /MPa
20 ~ 25	27 ~ 37	60 ~ 160	≥1.8

2）木渣油砂

① 概述 木渣油黏结剂的原料来源于松木纸浆废液，木渣油因此而得名。木渣油的制取方法是，将其造纸黑液通过酸化、洗涤、酯化、聚合，便可制成木渣油黏结剂。

② 技术标准 木渣油的主要成分为油酸和亚油酸，其技术指标见表 4.2-22 所示。

表 4.2-22 木渣油技术指标

密度（20℃）/g·cm^{-3}	黏度（ϕ4 mm）/s	碘值（韦氏法）	酸值 /mg KOH·g^{-1}	皂化值 /mg KOH·g^{-1}
0.92 ~ 1.02	27	66.6	1.26	132.6

3）沥青砂

① 概述 根据来源不同，沥青有煤沥青、木沥青和石油沥青等几种。其中煤沥青有毒，不宜作铸造黏结剂。木沥青虽无毒，但我国供应很少。所以，在我国铸造生产中得到应用的主要是石油沥青。

石油沥青是减压渣油再经氧化而制得的产物。根据氧化程度的不同，其软化点也不一样。软化点高于 55℃ 的叫硬沥青，而低于 55℃ 的叫软沥青，铸造生产中用的多数为软沥青，其软化点在 45 ~ 60℃。

石油沥青的主要成分是沥青质、胶质和油质。当它加热时，会熔化，冷却后又凝固。但是，沥青在高温下，也会产生氧化聚合反应，因此，其加热时的硬化反应不完全是可逆反应。

② 乳化沥青的配制 由于沥青在常温下是固体，一般采用乳化的办法，将沥青配成乳状液，即乳化沥青来使用。其乳化沥青的配制方法见表 4.2-23 示。

表 14.2-23 铸造用乳化沥青的成分

牌号	成分（质量分数）/%				
	沥青	纸浆	黏土	煤粉	水
LN	50	20	20		10
LM	50	30		10	10

2.5 热芯盒砂

2.5.1 热芯盒砂的特点和适用范围

热芯盒砂制芯工艺是在原砂中加入适量的树脂与固化剂，经过适当的混合后，用射芯机射入加热的芯盒中，在芯盒的热作用与固化剂的催化作用下，树脂由线型结构桥连成体型结构而固化。这一过程进行得很迅速，并且砂芯从芯盒中取出后在余热的作用下，其内部未固化的部分仍可继续进行固化反应，因而制芯效率要高于覆膜砂制芯。

热芯盒砂的主要优缺点和应用范围

1）优点 热芯盒法制芯制备简单、硬化快、生产效率高、常温强度高、浇注后砂芯溃散性好，同时由于生产的砂芯是在芯盒内硬化成形，能保持从芯盒中取出时的形态，故能保持较高的尺寸精度与较低的表面粗糙度值。

热芯盒砂所用树脂黏结剂货源广、品种多、成本低、混砂工艺较简单，虽然设备及工装一次投资较高，仍被大量流水生产的汽车、拖拉机等行业广泛采用。

2）缺点 砂芯厚度受限制，特别是截面尺寸有突变时，易出现某些截面硬化过度，而另一些截面硬化不足的现象，因而砂芯破损率大。由于芯盒需加热到较高温度，必须用金属制作，制造工艺相对较复杂。另外，与冷芯盒相比能耗较大。

3）适用范围 该工艺最适合汽车、拖拉机行业大量流水生产中、小型砂芯。砂芯最大截面厚度不宜超过 50 mm，可以得到经济、高效的应用效果。如果砂芯截面过厚，可设计成分块的，然后黏合成中空的砂芯，既有利于砂芯的固化，又可节约原砂与树脂。

2.5.2 热芯盒砂的制芯工艺

（1）制芯用原材料和配方

1）各种原材料的选用

① 原砂 原砂粒度一般采用筛号为 50/100 的中粗砂，泥的质量分数应在 0.5% 以下，粒形最好为圆形或椭圆形，其目的是减少树脂加入量以降低成本。砂的 pH 值希望为中性或偏酸性，因为热芯盒树脂砂一般为酸固化树脂，原砂为中性或偏酸性有利于树脂砂的固化。

原砂应充分干燥，因为砂中的水分在加热时逸出会破坏树脂膜而影响黏结强度，同时也影响固化速度。砂温最好为 15 ~ 30℃，温度过低会降低所加入的树脂温度，导致树脂黏度增高，使芯砂不易混均；而砂温过高，由于有固化剂的存在，混好的砂子存放性差，同时流动性也会急剧变坏。

② 热芯盒用树脂黏结剂 热芯盒树脂按化学结构可分为脲醛呋喃热芯盒树脂、酚醛呋喃热芯盒树脂以及糠醛热芯盒三类。脲醛（UF）、酚醛（PF）和糠醇（FA）是构成这三类树脂的基本成分。图 4.2-1 为这三类树脂及其变化示意图。图中等边三角形的每一顶点代表一类树脂，各边及三角形中的任一点代表改性后形成的新树脂。由边上 M 或中心点 N 向对边所作垂线的长度比例，即为各类树脂所占的比例。各种新树脂的性能，主要取决于树脂中尿素、苯酚、糠醇的含量及其甲醛的摩尔比，同时也取决于树脂的合成工艺。各种原料的增减对热芯盒树脂砂工艺性能的影响见表 4.2-24。表 4.2-25 为机械行业标准《铸造用热芯盒树脂》(JB/T 3828—1999) 规定的树脂牌号和性能指标。

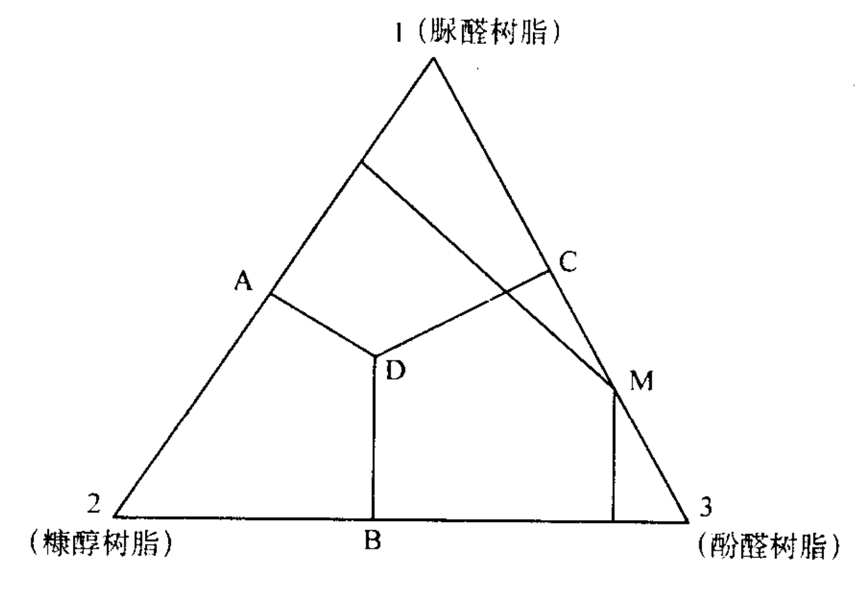


图 4.2-1 三类树脂及其改性树脂名称和变化示意图

A—脲醛-糠醇树脂；B—酚醛-糠醇树脂；
C—脲-酚醛树脂；D—糠醇-脲-酚醛树脂

呋喃热芯盒树脂 它是使用最广泛的一种热芯盒树脂，由尿素、甲醛和糠醇以一定的摩尔比在不同的合成工艺条件下缩聚而成，通常称为呋喃Ⅰ型树脂，其反应原理和树脂结构为

表 4.2-24 树脂原料对树脂砂工艺性能的影响

序号	工艺性能	增加糠醇	增加苯酚	增加尿素
1	黏结强度	增加	减少	增加
2	脆性	（加到酚醛中）减少 （加到脲醛中）增加	增加	减少
3	硬化速度	增加	降低	增加
4	硬透性	提高	降低	（加到糠醇中）降低
5	保存期	增加	增加	（加到糠醇中）减少
6	含氮量	减少	—	增加
7	发气量	减少	（加到糠醇中）增加	（加到糠醇中）增加
8	游离甲醛	减少	减少	—
9	起芯、浇注时砂芯变形量	—	—	增加
10	砂芯吸湿性	减少	减少	增加
11	砂芯膨胀量	—	增大	减少
12	砂芯溃散性	变差	变差	改善
13	铸件表面粗糙度	改善	改善	恶化
14	铸件飞边	（加到脲醛中）增加	（加到脲醛中）增加	减少
15	机械黏砂	减少	减少	增加
16	铸件气孔	减少	减少	增加
17	成　本①	增加	（加到糠醇中）降低 （加到脲醛中）增加	降低

① 树脂成本为一类树脂对另一类树脂的价格比。以脲醛为 1.0，则酚醛为 1.5，糠醇为 2.75。

表 4.2-25 铸造用热芯盒树脂牌号和性能标准（摘自 GB/T 3828—1999）

指标名称 \ 牌号		RO ××		R5 ××		R7××	R10××	R15××
		呋喃	酚醛	呋喃	酚醛			
含氮量（质量分数）/%		0		>0~5		0>5~7.5	>7.5~10.5	>10.5
固体含量（质量分数）/%		<65	<80		<75	<80	<80	<80
游离甲醛含量（占树脂的质量分数）/%		<2	<4	<2	<5	<5	<5	<4
pH 值		6~7		6~7		5.5~7.0	6~7	6~7
黏度（20℃）/Pa·s		<0.065	<1	<0.1	<0.34	0.165~0.90	0.2~1	0.25~1.2
抗拉①强度/MPa	热态	>0.2		>0.4		>0.4	>0.4	>0.2
	常温	>1.6		>2.8		>2.8	>2.8	>1.5

① 树脂砂配比（质量比）：标准砂（ZBS50/100）100，热芯盒树脂 2.5，固化剂（树脂量的）20。树脂中氮的质量分数在 6.5%以上时用氯化铵:尿素:水 = 1:3:3 的固化剂；树脂中氮的质量分数在 6.5%以下时用对甲苯磺酸:水 = 1:1 的固化剂。

$$H_2NCONH_2 + CH_2O + \underset{O}{\diamond}\,CH_2OH \longrightarrow \underset{O}{\diamond}\,CH_2OH +$$

$$\left[\underset{O}{\diamond}\;CH_2-\overset{H}{\overset{|}{N}}-\overset{O}{\overset{\|}{C}}-\overset{H}{\overset{|}{N}}-CH_2-O-CH_2\right]_n + HCH_2O$$

$$\left[\underset{O}{\diamond}\;CH_2-\overset{H}{\overset{|}{N}}-\overset{O}{\overset{\|}{C}}-\overset{H}{\overset{|}{N}}-CH_2-\overset{H}{\overset{|}{N}}-CH_2\right]_n + H_2O$$

呋喃热芯盒树脂实际上是脲醛、糠醇、糠醇缩聚物和水及游离甲醛等的混合物，由于树脂结构中有未反应的游离羟甲基、胺基以及亚胺基等活性基因，因此在加热并有催化剂的条件下，催化剂分解产生酸性离子，使树脂失水缩聚以及双键间聚合形成体型网状结构而达到较高的黏结强度。

呋喃热芯盒树脂具有黏度低、强度高、保存期长、毒性低的优点，可以制成含氮量不同的树脂，高氮树脂（氮的质量分数为 11%~14%）用于非铁合金铸件，中氮树脂（氮的质量分数为 3%~7%）用于铸铁件，低氮树脂（氮的质量分数为 0.3%~3%）用于球墨铸铁件。

酚醛呋喃热芯盒树脂　包括两类树脂：一类是酚醛改性呋喃树脂，即甲阶酚醛树脂与糠醇的缩聚或共聚物，通常称为呋喃Ⅱ型树脂，其优点是无氮、高温性能好、抗黏砂能力强，是铸钢件普遍采用的一种树脂。其缺点是常温强度低，保存性、硬透性不好，型砂脆性大。另一类是脲酚醛改性呋喃树脂，它属于含氮树脂，同时含有尿素和苯酚，兼有呋喃

Ⅰ型和呋喃Ⅱ型树脂的特性，又互补两者的不足。

在选用热芯盒树脂时，除了根据合金种类选用不同氮含量的树脂外，还要控制树脂砂中的总含氮量。表4.2-26为推荐的允许含氮量。

表4.2-26 树脂砂中的允许含氮量（质量分数）%

铸造合金	树脂砂	黏结剂
灰铸铁	0.15～0.25	8～15
球墨铸铁、低合金铸铁	0.06～0.10	3～6
铸钢、高合金铸铁	0.01～0.02	0.5～1.0

除含氮量、强度、黏度、发气量、游离甲醛等指标外，还要兼顾到制芯、浇注、落砂等其它一些工艺性能的要求。因此选用热芯盒树脂时，要根据合金类别、砂芯复杂程度、存放时间及气候条件等综合考虑。

③ 热芯盒树脂用固化剂　热芯盒树脂种类繁多，因而固化剂种类也很多，一般依据热芯盒树脂的种类及含氮量而有所不同。对于高氮树脂，固化剂一般为氯化铵的水溶液；对于中氮树脂，固化剂一般为铜盐（硝酸铜、硫酸铜等）水溶液；对于低氮树脂或无氮树脂固化剂一般为铜盐和磺酸盐的混和物。

热芯盒树脂属酸固化树脂，所用固化剂在常温下呈中性或偏酸性，在加热时可释放出强酸，使树脂固化。其中有代表性的几种固化剂技术指标见表4.2-27。

表4.2-27 几种有代表性的固化剂技术指标

类别	外观	密度/$g \cdot cm^{-3}$	pH值	黏度（25℃）/mPa·s
高、中氮树脂用	无色或淡黄色透明液体	1.170±0.01	5.5～6.5	—
中氮树脂用	淡蓝色液体	—	（总酸度）<23%	<20
低（无）氮树脂用	深绿色液体	1.30±0.01	5.5～6.0	—

最常用热芯盒树脂固化剂是氯化铵，高、中氮树脂均可采用。常与尿素一起配制成水溶液，其质量比大致为氯化铵:尿素:水＝1:3:3。一般是使用者自行配制。其中的尿素在常温下呈碱性，可中和氯化铵的酸性，有利于延长树脂砂的可使用时间，并能消除游离甲醛的气味。氯化铵的技术指标应符合表4.2-28家标准（GB/T 2946—1992）的要求。

表4.2-28 氯化铵的技术标准（摘自GB/T 2946—1992）

指标名称	一等品	合格品
氯化铵(NH_4Cl)(以干基计)(质量分数)/%≥	99.3	99.0
水分(质量分数)/%≤	0.7	1.0
灼烧残渣(质量分数)/%≤	0.4	0.4
铁(Fe)含量(质量分数)/%≤	0.001	0.003
重金属(以Pb计)(质量分数)/%≤	0.000 5	0.001
硫酸盐(以SO_4计)(质量分数)/%≤	0.02	—
pH值(200 g/L溶液,温度25℃)	4.0～5.8	4.0～5.8

注：水分指出厂检验结果。当用户对水分有特殊要求时，可由供需双方协商解决。

其他固化剂还有苯磺酸、对甲苯磺酸及铜盐的水溶液等，常用于呋喃Ⅱ型树脂砂的固化。硝酸铵、磷酸铵水溶液也可用做固化剂，但是较少应用。这些固化剂一般均有商品出售，使用者可根据树脂情况及铸造要求等试验选用或购买现成产品。

热芯盒树脂的主要性能有黏度、固化速度、热态强度、冷态强度、游离甲醛含量、游离苯酚含量以及可使用时间等。国内生产热芯盒树脂的主要厂商有，济南圣泉集团股份有限公司、武进欧区爱江南铸造化工有限公司、十堰化工厂、常州有机化工厂等。表4.2-29为国产部分热芯盒树脂的性能指标；表4.2-30为配套固化剂的性能指标；表4.2-31为国外热芯盒树脂的性能指标；表4.2-32为国外配套固化剂的性能标准。

④ 添加剂　有时为改变热芯盒砂的某些性能要加入一些添加剂，常用的几种添加剂见表4.2-33。

2）热芯盒砂典型配比举例可见表4.2-34。

表4.2-29 国产部分热芯盒树脂性能标准

序号	类型	含氮量(质量分数)/%≤	黏度/Pa·s ≤	密度/$g \cdot cm^{-3}$	游离甲醛(质量分数)/%≤	pH值	保存期/月	适用范围
1	呋喃树脂	14	1.5	1.18～1.30	2.0	6.7～7.5	6	非铁合金
2	呋喃树脂	11	1.5	1.20～1.30	4.0	7～8	6	一般灰铸铁
3	呋喃树脂	7	1	1.22～1.27	3.0	6.7～7.5	6	高级灰铸铁
4	呋喃树脂	3	0.1	1.15～1.20	2.0	6.7～8.0	6	灰铸铁及球墨铸铁
5	酚醛树脂 呋喃树脂	≤6	0.5	1.20～1.30	1.0	6.5～7.5	4	高级灰铸铁
6	酚醛树脂 呋喃树脂	≤0.5	1.5	1.20～1.30	2.0	6.5～7.5	4	铸钢

表4.2-30 国产部分热芯盒树脂配套固化剂性能指标

序号	总酸量（质量分数）/%	黏度/mPa·s ≤	密度/$g \cdot cm^{-3}$	pH值	适用树脂类型	序号	总酸量（质量分数）/%	黏度/mPa·s ≤	密度/$g \cdot cm^{-3}$	pH值	适用树脂类型
1	—	10	1.10～1.20	6.5～8.0	高氮树脂	4	6.0～8.0	20	1.0～1.20	—	高氮树脂
2	12.5～14.5	20	1.10～1.35	—	中低氮树脂	5	—	20	1.0～1.20	7～10	中氮树脂
3	6.8～8.5	20	1.10～1.20	—	高氮树脂						

表 4.2-31 国外部分热芯盒树脂性能指标

序号	含氮量（质量分数）/% ≤	黏度/mPa·s ≤	密度 /g·cm⁻³	游离甲醛（质量分数）/%	pH值	保存期/月
1	3	750	1.24 ~ 1.29	3.5 ~ 5.5	6.7 ~ 7.5	2
2	11	700	1.23 ~ 1.28	1.3 ~ 3.0	6.7 ~ 7.5	1
3	7	750	1.22 ~ 1.27	5.5 ~ 6.7	6.7 ~ 7.5	2
4	4	1 600	1.20 ~ 1.25	—	—	3
5	1	1 800	1.20 ~ 1.22	—	—	3

表 4.2-32 国外部分热芯盒树脂配套固化剂性能指标

序号	黏度/mPa·s≤	密度/g·cm⁻³	pH值	保存期/月
1	70 ~ 170	1.10	—	6
2	50 ~ 150	1.05	—	6
3	—	1.22 ~ 1.26	3.5 ~ 4.5	4
4	15	1.22	7 ~ 8	—
5	30	1.34	—	—

表 4.2-33 热芯盒砂常用添加剂

名 称	主 要 作 用
氧化铁粉/Fe_2O_3	减少气孔、减少渗碳、改善砂芯导热性能
硼砂	减少气孔，但易增加吸湿性
硅烷	增加树脂与砂粒的黏合强度
三氯化铁	温度低时可加快硬化速度，但加入量过多会使树脂砂流动性变坏
尿素	消除游离甲醛的刺激气味，在常温下中和氯化胺的酸性

表 4.2-34 热芯盒砂典型配比举例

序号	配比（质量比）							抗拉强度/MPa	混砂时间/min		用途
	原砂	树脂		固化剂		氧化铁粉	水		干混	湿混	
		型号	用量	类别	占树脂量/%						
1	100	呋喃Ⅰ型	2.5	氯化胺尿素水溶液	5	0.25	0.15 ~ 0.30	> 2.8	1	2	小芯
2	100	呋喃Ⅰ型	2.3	氯化胺尿素水溶液	5	0.25	0.15 ~ 0.30	> 2.5	1	2	中芯
3	100	呋喃Ⅱ型	3.0	苯磺酸水溶液	> 6	—	—	> 2.5	1	1	弯管芯
4	100	ZNR-Ⅰ型中氮树脂	2.5 ~ 3.0	氯化胺尿素水溶液	20	0.15 ~ 0.20	—	> 2.0	1	2	缸筒芯
5	100	FO3 型低氮树脂	2.7 ~ 3.0	对甲苯磺酸水溶液	15	硅烷 KH-550 占树脂重 0.5		> 2.0	1	2	缸体水套芯
6	100	呋喃Ⅰ型	2.5	氯化胺尿素水溶液	20	0.25	酒精 0 ~ 0.5	—	1.5 ~ 2	2.5 ~ 3.5	小芯
7	100	DR-2 型低成本树脂	2.5	氯化胺尿素水溶液	20	0.15 ~ 0.20	—	> 2.5	1	2	中小芯
8	100	GS23-1 型高强度树脂	1.5	铜盐水溶液	27	0.05	—	> 3.5	1	2	水套、刹车片等

（2）热芯盒砂的混制

由于热芯盒砂所用树脂及大部分固化剂均为液体，混砂时只要使固化剂及树脂能均匀地黏附在砂粒上即可，因此各类混砂机均可使用。为了发挥热芯盒制芯高效率的特点，在管理上应尽量缩短树脂砂从卸砂到射芯的存放期。树脂砂最好是随混随用，这样既可使砂子保持良好的流动性，从而得到高紧实度的砂型（芯），又可以缩短射制型芯时间。螺旋式混砂机及叶片式混砂机均可满足上述要求，而碾轮式混砂机则由于其揉搓作用可能使砂温升高，转速又较慢，清理起来也比较困难，所以不如前两者好。无论哪种混砂机，在树脂砂混匀后都应立即卸砂，使用碾轮式混砂机更是如此。

混砂程序一般是先将砂子与干料混匀，再加固化剂混匀，最后加树脂，混匀后卸砂。如果先加树脂后加固化剂，易造成固化剂分布不均，影响树脂砂的性能。

用 S114 型混砂机混制热芯盒砂的工艺实例如下：

$$\text{砂}+\text{氧化铁粉}\xrightarrow[20\sim30\ \text{s}]{\text{干混}}\text{固化剂}\xrightarrow[40\sim50\ \text{s}]{\text{湿混}}\text{树脂}\xrightarrow[80\sim90\ \text{s}]{\text{湿混}}\text{卸砂}$$

热芯盒树脂砂存放时间一般不超过 3 ~ 4 h。

（3）制芯方法

热芯盒砂既可用于造型又可用于制芯，从成本考虑主要还是用于制芯。制芯主要是采用射芯的方法，其制芯设备有不同类型，如单工位、两工位、四工位射芯机，可根据砂芯

大小及生产需要选用不同的制芯设备，国内铸造机械厂能生产不同型号的射芯机。

热芯盒制芯机虽然多种多样，但是其制芯工艺过程基本相同，首先在芯盒上喷涂一层脱模剂，但不宜过多，以免阻塞通气塞等，一般以盒壁见湿为宜。射砂筒内的砂子不得少于容积的1/3，对厚大砂芯不得少于1/2。以免造成空射或砂芯缺肉。几个需要注意控制的参数如下。

1）芯盒温度　砂芯的硬化温度取决于所选用的树脂及固化剂，同时也与砂芯大小和形状有关。一般芯盒温度控制在200～260℃。温度低硬化慢，温度过高又会造成砂芯表面焦化。小砂芯芯盒温度可取200～220℃，较大砂芯芯盒温度可取220～250℃。温度选择恰当与否可通过砂芯表面颜色及出芯时的结壳厚度来判断。

2）射砂时间　一般为0.5～1 s。

3）硬化时间　硬化时间主要取决于砂芯的截面大小，小砂芯一般在30 s内，中等砂芯在60 s左右，截面厚至50 mm的大砂芯也不应超过120 s。

由于砂芯被顶出芯盒后仍可利用余热继续固化，因此硬化时间可控制在砂芯可完整顶出不变形，冷却后内部无未硬化的芯砂即可。一般经验控制砂芯硬化厚度以达到砂芯厚度的一半即可出芯，但是有的厚大砂芯需要硬化厚度达到其尺寸的70%。当砂芯硬化不佳时可适当延长硬化时间而不是提高芯盒温度。

4）射砂压力　射砂压力0.3～0.6 MPa，树脂砂流动性好可选用较低的射砂压力，反之则应选用较高的射砂压力，以保证砂芯的紧实度和强度。射砂压力越高，射头及芯盒的磨损也随之加剧。

5）砂芯存放期　热芯盒砂芯易吸潮，制好的砂芯不宜久放，特别是用呋喃I型树脂混制的砂芯更是如此。吸潮后的砂芯经烘干仍可恢复到原来的强度。

2.6 温芯盒砂

热芯盒由于加热温度高，致使劳动条件差和模具变形大，能耗高，为此，国外开发出固化温度在180℃以下的温芯盒工艺。我国也作过这方面的研究，但目前还没有成熟的产品。温芯盒树脂是一种高糠醇含量、低水分，且结构活性基团比较活泼的呋喃树脂，以磺酸盐和铜盐为复合固化剂。表4.2-35为国外温芯盒树脂的性能指标，表4.2-36为配套的固化剂的性能指标。温芯盒树脂的合成原理和硬化机理与热芯盒树脂类似。

表4.2-35　温芯盒树脂的性能指标

序号	氮(质量分数)/% ≤	密度/g·cm^{-3}	黏度/mPa·s ≤	保存期/月	适用范围
1	5.6	1.17	70	3	灰铸铁
2	1.0	1.16	20	3	灰铸铁及球墨铸铁

表4.2-36　温芯盒树脂配套固化剂的性能指标

序号	密度/g·cm^{-3}	黏度/mPa·s≤	pH值	适用范围
1	1.25	25	6～7	高氮树脂
2	1.26	20	4～6	低氮树脂

2.7 覆膜砂

2.7.1 覆膜砂的特点和适用范围

（1）覆膜砂的特点

与其他树脂砂相比，覆膜砂具有以下特点：

1）具有适宜的强度性能，既可制成高强度的壳芯覆膜砂，又可制成中强度的热芯盒覆膜砂，也可制成低强度非铁合金用覆膜砂。

2）流动性好，制出的型（芯）轮廓清晰，组织致密，能够制造复杂的砂芯，如缸盖、缸体水套芯。

3）砂芯表面质量好，可少上或不上涂料，就可以得到较好的铸件表面质量，表面粗糙度可达 R_a = 6.3～12.5 μm，尺寸精度可达CT7～CT9级。

4）溃散性好，铸件容易清理。

5）砂芯抗吸湿性强，存放时间长，有利于储存、运输及使用。

6）覆膜砂可作为商品供应，用户使用方便。

缺点是：成本较高，能耗较大，在造型、制芯及浇注过程中会产生刺激性的气味，在高温、高湿季节长时间储存时可能产生结块等。

（2）适用范围

在造型、制芯前砂粒表面上已覆盖有一层固态树脂膜的芯砂称为覆膜砂，也称壳型（芯）砂。它是采用一种热固性酚醛树脂砂，由德国克罗宁（kroning）博士于1944年发明。最早的工艺过程是将粉状的热固性酚醛树脂与原砂机械混合，加热时固化。现已发展成用热塑性酚醛树脂加潜伏性固化剂（如乌洛托品）与润滑剂（如硬脂酸钙）通过一定的覆膜工艺配制成覆膜砂，覆膜砂受热时包覆在砂粒表面的树脂熔融，在乌洛托品分解出的亚甲基的作用下，熔融的树脂由线性结构迅速转变成不熔融的体型结构，从而使覆膜砂固化成形。覆膜砂一般为干态颗粒状，近年来我国也有厂家开发出湿态和黏稠状覆膜砂。

覆膜砂具有良好的流动性和存放性，用它制作的砂芯强度高、尺寸精度高，便于长期存放，在国外尤其在日本、韩国、东欧等国家和我国台湾省已被广泛应用。用覆膜砂既可制作铸型，又可制作砂芯（实体芯和壳芯），覆膜砂的型或芯既可以互相配合使用，又可以与其他砂型（芯）配合使用。覆膜砂不仅可以用于金属型重力铸造或低压铸造，也可以用于铁型覆砂铸造，还可用于热法离心铸造；不仅可以用于生产钢铁金属铸件，还可以用于生产非铁合金铸件，其应用范围正在不断扩大。

2.7.2 覆膜砂的制芯工艺

（1）覆膜砂原材料的选用

覆膜砂一般由耐火材料、黏结剂、固化剂、润滑剂及特殊添加剂组成。

1）耐火材料　耐火材料是构成覆膜砂的主体。对耐火材料的要求是：耐火度高，挥发物少，颗粒较圆整、结实等。一般选用天然擦洗硅砂，这主要是由于其储量丰富，价格便宜，能满足大多数铸件的要求。只有特殊要求的铸钢件或铸铁件才采用锆砂或铬铁矿砂。

对硅砂的一般要求是：

① SiO_2 含量高。铸铁及非铁合金铸件用砂要求 SiO_2 的质量分数大于90%，铸钢件要求 SiO_2 的质量分数大于97%。

② 泥的质量分数小于等于0.3%，所以，必须使用擦洗砂。

③ 粒度分布在相邻3～5个筛号上。

④ 平均细度：应根据铸件表面粗糙度要求来选定不同的细度，一般平均细度为50～65。

⑤ 粒形：尽可能选用圆整性好的硅砂，角形因素应小于等于1.3。

⑥ 酸耗值小于等于5 mL。

⑦ 如有特殊要求，可将硅砂酸洗或进行高温活性处理（900℃焙烧），以减小硅砂及其砂芯的高温膨胀量和由此引

起的铸件“毛刺”缺陷。

2）树脂黏结剂

目前覆膜砂用树脂普遍采用酚醛类树脂作为黏结剂。它是由1 mol的苯酚与不足1 mol的甲醛，在酸性催化剂的作用下缩聚并脱水制成的热塑性固体酚醛树脂，形状有块状、条状、片状和粒状。它是最早（1948年）用于铸造业的树脂。该类树脂的相对分子质量一般为500～1 200。次甲基键在对位与苯环连接为主，由于结构中不存在没有反应的羟甲基，所以在加热时，仅能熔化而不发生缩聚反应（即热塑性）。当有甲醛或六次甲基四胺（乌洛托品）存在并加热到一定温度（大于120℃）时，树脂熔化使其苯环的间位和邻位呈现活性，同时六次甲基四胺分解并以亚甲基桥将两个酚环连接起来，使树脂缩聚并形成不溶的体形网状结构，从而获得较高的黏结强度。

覆膜砂用酚醛树脂的主要性能有强度、软化点、聚合速度、黏度、流动性、游离酚含量。采用不同摩尔比配料、催化剂、添加剂，以及采用不同的合成工艺，可制成性能不同的覆膜砂用酚醛树脂，以满足不同的使用要求。酚醛树脂的性能受其微观结构的影响，如连接苯环的化学键的数量、位置和类型，树脂相对分子质量的大小和分布等。当树脂性能不能满足其某些特定的使用要求时，必须对其结构进行改性。

表4.2-37为这类树脂的机械行业标准《铸造用壳型（芯）酚醛树脂》（JB/T 8834—1999）。

国内生产覆膜砂用酚醛树脂的主要厂商有济南圣泉海沃斯化工有限公司、山东化工厂、济南潜力化工实业总公司、苏州陆墓化工厂、青岛合力化工厂等。

树脂黏结剂的性能对覆膜砂的质量有很大的影响，人们一直在致力于研究如何提高酚醛树脂的性能，以及寻找酚醛树脂的替代品。国外已开发出不同性能的专用树脂，如高强度低发气树脂、易溃散树脂，也有采用改性聚酯树脂的，但未得到全面推广，至今普遍采用的仍是改性酚醛树脂。国内近年来在覆膜砂专用酚醛树脂的研究开发方面发展较快，已开发出不同的改性酚醛树脂供生产使用。国内外部分工厂生产的酚醛树脂技术指标见表4.2-38和表4.2-39。

表4.2-37 酚醛树脂牌号和性能标准（摘自JB/T 8834—1999）

项目	牌号和指标			
	ZKF-75-X	ZKF-85-X	ZKF-95-X	ZKF-105-X
软化点（环球法）/℃	70～80	<70～90	>90～100	100～105
游离酚（溴化法）（质量分数）/%	≤5.5	≤4.5	≤4.5	≤4.5
流动性（斜板法）/mm	60～110			
常温抗弯强度/MPa	≤6.0			

注：覆膜砂中树脂加入质量分数为3%。

表4.2-38 国内部分酚醛树脂性能指标

序号＼指标	软化点/℃	50℃聚合速度/s	游离酚（质量分数）/% ≤	流动性/mm ≥	适用范围
1	89～95	35～45	1.5	70	普通覆膜砂
2	95～105	35～45	2	70	夏季用，大壳芯
3	80～95	45～60	2	100	高强度覆膜砂
4	85～95	20～30	2	90	快速固化覆膜砂
5	80～90	50～60	1.5	100	高强度覆膜砂

表4.2-39 国外部分酚醛树脂性能指标

序号＼指标	熔点/℃	黏度（20℃）/mPa.s	游离酚（质量分数）/% ≤	流动性/mm ≥	适用范围
1	77±5	680±120	1	60～70	通用
2	78±5	800±75	1	50～60	通用
3	82±5	1 100±100	1	35～45	通用
4	73±5	390±30	1	60～70	耐热
5	73±5	430±50	1	55～65	耐热
6	62－75	1 000±150	2	50～60	通用

3）固化剂、润滑剂、添加剂 固化剂通常采用乌洛托品即六次甲基四胺，分子式为 $(CH_2)_6N_4$，外观为白色结晶粉末或无色晶体，密度为1.27 g/cm³（25℃），约在263℃升华，并部分分解，能溶于水、乙醇和氯仿，可燃，火焰无色。根据国家标准《工业六次甲基四胺》（GB/T 9015—1998）规定，乌洛托品应符合表4.2-40要求。

表4.2-40 乌洛托品的性能标准（质量分数）%

级别	外观	纯度	干燥失重	灰分
一级	白色结晶	≥99	≤0.5	≤0.03
二级	白色或微带色调结晶	≥98	≤1.0	≤0.08

润滑剂一般采用硬脂酸钙，其作用是防止覆膜砂结块，增加流动性，使型、芯表面致密及改善砂型（芯）的起模性。目前采用的添加剂主要有耐高温添加剂（如含碳材料或其它惰性材料）、易溃散添加剂（如二氧化锰、重铬酸钾、高锰酸钾、已内酰胺等）、增强增韧添加剂（如超短玻璃纤维材料、有机硅烷KH－550等）以及防黏砂添加剂和抗老化添加剂等等。

（2）覆膜砂的配比

它的配比因技术水平及不同的性能要求而异。一般配比范围见表4.2-41。

表4.2-41 覆膜砂的基本配比

成 分	配 比	说 明
原砂	100	擦洗砂
酚醛树脂	1.0~3.0	占原砂重
乌洛托品（水溶液1:1）	10~15	占树脂重
硬脂酸钙	5~7	占树脂重
添加剂	0.1~0.5	占原砂重

随着覆膜砂应用范围的不断扩大，不同铸造工艺、不同材质要求以及不同结构的铸件对覆膜砂提出了不同的性能要求。自20世纪90年代以来，根据配方的不同，国内已开发了各种不同性能的覆膜砂，按其性能特点可将国内市场上的覆膜砂分为：

覆膜砂
- 干态类
  - 普通类
  - 耐高温低膨胀类（适合于复杂薄壁铸件及铸钢件）
  - 高强度低发气类（适用于铸铁件、中小铸钢件、合金钢铸件）
  - 易溃散类（适用于各种非铁合金铸件）
  - 离心铸造类（适用于离心铸管）
- 湿态类
  - 机械类（可代替热芯盒射芯）
  - 手工类（适用于手工木模造型及制芯）

(3) 覆膜砂的制备

覆膜砂的混制工艺主要有冷法覆膜、温法覆膜和热法覆膜三种，其中最常用的是热法覆膜，因为该法具有树脂用量少、生产效率高等特点。

1) 冷法覆膜工艺　将原砂及热固性粉状酚醛树脂加入混砂机中混拌均匀，然后加入适量的溶剂（如酒精等）继续混合，直到粉状树脂被融化黏覆到砂粒表面、熔剂挥发完，出砂后经破碎、过筛即可。此法混砂时间长，溶剂耗量大，而且挥发的溶剂气体易产生爆炸，目前已很少使用。

2) 温法覆膜工艺　将热固性液态酚醛树脂与60~80℃的原砂混合，混制2~3 min后出砂，然后冷却、破碎、筛分即可。

3) 热法覆膜工艺　先将原砂加热到一定温度，然后分别与树脂、乌洛托品水溶液和硬脂酸钙混合搅拌，经冷却、破碎和筛分而成。由于设备及配比的差异，混制工艺有所不同，以叶片式混砂机为例，其基本过程见表4.2-42。

表4.2-42 热法覆膜砂混制工艺

工艺次序	项目内容	技术要求
1	原砂加热、砂温/℃	140~160
2	加树脂混碾时间/s	45~50
3	砂温降至105~110℃时，加乌洛托品水溶液混碾时间/s	10
4	加硬脂酸钙混碾时间/s	45~50
5	砂温降至70℃以下时，卸砂—冷却—破碎时间/s	10
6	筛分	—

覆膜砂应放在密封良好的容器或袋中，在室温（≤20℃）的干燥条件下，保存时间为0.5年。覆膜砂应用双层袋（内塑料袋，外编织袋）包装，存放在干燥、通风条件好的库房内，下层最好用木板支垫，木板下通风，以保证砂不受潮、不结块。在南方夏季，因空气湿度大，持续高温，覆膜砂存放时间过长易出现局部结块现象。如结块不严重的，可将其捣碎，经筛分后继续使用。

(4) 覆膜砂制芯（型）工艺

近年来，覆膜砂的应用范围越来越广，但其工艺方法不尽相同。无论是制芯还是造型，其基本工艺要求是（湿态手工类除外）：加热温度200~300℃、固化时间30~150 s、射砂压力0.15~0.6 MPa。具体参数应根据设备型号、型（芯）重量及复杂程度、覆膜砂的种类等进行调整，原则是：形状简单的砂芯、流动性好（或粒度较粗）的覆膜砂可选择较低的射砂压力，细薄砂芯选择较低的加热温度，加热温度低时可适当延长固化时间等；反之亦然。以下分述几种不同的应用实例。

1) 制作实体芯　从理论上讲，覆膜砂几乎可以生产所有类型、尤其是高精度铸件的实体芯。采用湿态覆膜砂时，可直接利用热芯盒设备和工装制芯，而无需对原有设备和工装作任何改变。采用干态覆膜砂时，由于其流动性好，需对芯盒的排气方式、射嘴及芯盒密封进行特殊处理。可利用安息角原理（覆膜砂的安息角约30°），解决射砂后排气时覆膜砂进入射筒和不射砂时覆膜砂自动下落等问题。目前，采用干态覆膜砂热芯盒制芯工艺的厂家较多，表4.2-43列举了几个厂家的覆膜砂热芯盒工艺参数实例。

表4.2-43 覆膜砂热法制芯工艺参数实例

砂芯名称	单重/kg	每盒芯数/个	总重/kg	加热功率/kW	芯盒温度/℃		固化时间/s	射砂压力/MPa	射砂时间/s	应用厂家及铸件
					上（左）模	下（右）模				
缸筒1#	2.5	1	2.5	39.6	220	240	150	0.4~0.5	4~6	柳州机械厂微型汽车发动机376Q缸体
枕头芯	1.9	3	5.7	39.6	220	240	150	0.4~0.5	4~6	
侧芯1#	5.6	1	5.6	39.6	230	250	170	0.5~0.6	4~6	
水套芯	0.85	1	0.85	6.6	200	200	90	0.3~0.4	2~3	
“机关枪”小芯	0.25	2	0.50	6	200	200	90	0.3~0.4	2~3	
外皮小芯	0.16	3	0.48	6	200	200	90	0.3~0.4	2~3	
水套芯（整体）	8.0	1	8.00	33.3	280~300	280~300	90	0.3~0.35	4~6	辽宁东风朝阳柴油机公司4102缸体
水套芯（上半）	3.2	1	3.2	15	250~270	250~270	150	0.4~0.5	4~6	广西玉柴机器股份有限公司6105缸盖
水套芯（下半）	2.4	1	2.4	15	250~270	250~270	90	0.4~0.5	4~6	

2）制作壳型　用覆膜砂制作壳型，常见于浇注凸轮轴等轴类零件或刹车片等盘类零件及一些对表面要求高的阀类零件等。其相关参数如下：铁砂比 1：（1.5～4），起模斜度 0.5°、1°等，壳型壁厚 8～12 mm。

均匀的壳型壁厚可以减少覆膜砂用量，获得均匀的铸件组织。用覆膜砂制作壳型，可采用固定式射芯机或翻转式射芯机，前者可用干态覆膜砂或湿态覆膜砂，后者只能用干态覆膜砂。

3）制作壳芯　用覆膜砂制作壳芯通常采用摇摆式壳芯机（如 K85、K87、K89 等），通过射砂、结壳、排出余砂、固化、脱膜等环节完成制芯过程。

为了确保壳芯的质量，除了要保证覆膜砂的质量之外，还必须根据每个砂芯的具体情况来选择合理的制芯工艺参数。

① 芯盒温度　芯盒温度是影响壳层厚度及强度的主要因素之一，一般控制在 230～300℃，并根据下列原则选定：a）保证覆膜砂上的树脂软化及固化所需的足够热量。b）保证形成需要的壳厚且壳芯表面不焦化。c）尽量缩短结壳及硬化时间，以提高生产率。

② 射砂压力及时间　射砂压力应根据砂芯的形状及复杂程度而定，以能使芯砂紧密地充填芯盒为宜。压力过高时，易使砂芯出现缩颈和跑砂现象；压力过低时，砂芯易出现疏松现象。射砂时间过长，使已结壳的型壳滑移，造成结壳很薄；时间过短则砂芯不能成形。射砂压力一般为 0.15～0.4 MPa，射砂时间一般控制在 3～10 s。

③ 结壳时间　结壳时间的长短取决于砂芯壳厚，壳厚由砂芯在运输、组芯及浇注时的强度要求而定。在覆膜砂质量一定的前提下，壳层越厚强度越高。壳厚 6～8 mm 时，结壳时间 10～30 s；壳厚 10 mm 时，结壳时间 20～65 s。

④ 摇摆倒砂时间　壳芯机在结壳阶段结束后，将芯盒射砂口朝下，以 45°角的幅度左右摇摆，倒掉未结壳的余砂。该段时间可根据砂芯外形复杂程度及射砂口的布置情况来确定，以倒净为宜，一般为 5～10 s。

⑤ 硬化时间　为了使砂壳充分硬化，砂芯应持续在加热的芯盒中硬化，硬化时间可根据壳厚及芯盒温度而定。时间过短，壳层未完全固化则强度低；时间过长，砂芯表层易烧焦。硬化时间一般控制在 20～100 s。表 4.2-44 列举了壳芯机制芯工艺参数实例。

表 4.2-44　壳芯机制芯工艺参数实例

序号	芯名	壳厚/mm	芯重/kg	芯盒温度/℃	射砂压力/MPa	制芯时间/s			
						射砂	结壳	摇摆	硬化
1	前轮毂	7～10	1.2～1.3	270～300	0.2～0.3	3～5	20～30	5～10	20～25
2	后轮毂	7～10	2.2～3.0	270～300	0.2～0.3	3～5	20～30	5～10	20～30
3	进气管	7	≈2	230～260	0.2～0.3	3～5	10～15	10	40～55
4	排气管	7	≈2.4	260～280	0.2～0.4	3～6	15～30	10	45～60
5	曲轴箱	12～15	6～8	270～300	0.2～0.35	3～5	60～65	5～10	80～100

4）热法离心铸造　传统的离心铸造工艺主要用于生产管类回转体铸件，在铁型内腔表面涂挂一层涂料以利于拔管。近年来，已开发出适于离心铸造用的覆膜砂替代涂料生产管类铸件。由于铁型排气效果较差，故要求壁薄（约 3 mm），且通常采用双层砂，与铸件接触表面采用细砂（70/140 筛号），外层采用粗砂（50/100 筛号）。

5）铁型覆砂工艺　该工艺一般用于生产凸轮轴、曲轴等一类铸件。其基本工艺过程是利用射芯在加热的铁型上填上一层覆膜砂，以形成精密的型腔来生产铸件。同时还可以减少由于石墨析出膨胀而造成的球墨铸铁缩松缺陷。

2.8　其他加热硬化芯砂

2.8.1　纸浆废液

1）概述　亚硫酸盐纸浆废液是造纸的副产物，是木材等造纸原料经过亚硫酸盐处理得到木质纤维后的废液，其中含有木质素、树脂、糖分和亚硫酸盐化合物等。造纸厂出产的纸浆废液太稀，供铸造作黏结剂用还需进一步浓缩，使其密度达到 1.27 g/cm³ 以上，方可作为铸造黏结剂用。

纸浆废液是一种水溶性黏结剂，失去水分后便可起黏结作用，但其黏结强度不高，比强度一般小于 0.3 MPa。纸浆废液黏结剂的最大缺点是，抗湿性差，目前很少单独作为铸造黏结剂使用，常作为芯砂的附加材料与其他黏结剂合用，如黏土、植物油等。

2）技术标准　造纸原料有木材、芦苇和稻草等，作为铸造黏结剂以木材纸浆废液的性能最好。

表4.2-45 为机械行业标准《铸造用纸浆废液黏结剂》（JB/T 287—1966）规定的性能指标，纸浆废液黏结剂的烘干温度较低，一般为 160～180℃。

表 4.2-45　铸造用纸浆废液黏结剂（摘自 JB 287—1966）

外　观	密度/g·cm⁻³	黏度/s	pH 值	试样强度/MPa
浓稠褐色液体	1.27～1.28	15～35	4.6～7.0	2.0

2.8.2　糖浆砂

1）概述　糖浆一般是制糖工业的副产品，含糖量越高，其黏结强度越大。在我国也有直接将饴糖作为铸造黏结剂的，它是将淀粉液化和糖化制成的，其生产工艺如下：首先制造淀粉乳，加入碳酸钙，将 pH 值从 5.4 调至 6.2～6.4，再加入无水氯化钙。然后，加酶进行水解，并在 85～90℃下液化。冷至 65℃，加麦芽进行糖化 3 h。再升温至 80～90℃，过滤、浓缩而制得。

2）技术标准　糖浆黏结剂的主要技术性能如下（见表 4.2-46）。

表 4.2-46　糖浆黏结剂的主要技术性能

外　观	含糖量（质量分数）/%	密度/g·cm⁻³	含固量（质量分数）/%	灰分（质量分数）/%	比强度/MPa
暗褐色液体	45～50	1.3	≥50	≤10	≥0.2

它的烘干温度为 160～180℃，缺点是室温较高时，容易分解发酵，必须加入防腐剂，如甲醛溶液等。糖浆的抗湿性不好，很少单独作为黏结剂使用，常作为芯砂的附加材料与其他黏结剂合用

2.8.3　JD－复交砂

1）概述　JD－复交黏结剂的全称是复合交联高分子黏

结剂，目前铸造用的复交黏结剂有 JD－1 型和 JD－2 型两种。JD－1 型为双液型，由聚丙烯酸铵和聚丙烯酰铵匹配而成两液分开存放，使用时两者同时加入型砂中。JD－2 型是 JD－1 型改进而成的一种液体黏结剂，它是丙烯酸、丙烯酸铵和二丙烯酰亚胺的共聚物。

JD 复交黏结剂在一定条件（如温度、酸度）下，内部形成的阳离子（如酰胺基、酰亚胺基）与阴离子（如羧基、羧酸铵基）在等电位点附近失去溶解性，形成离子复合物而沉淀析出，从而，具有水不溶性，产生黏结强度。

JD－复交黏结剂具有不燃、不爆、不腐蚀、无毒、无臭、无公害等优点，同时，烘干温度低，发气量少，溃散性好，能在非铁合金铸件，一定壁厚的铸铁件和内腔复杂的铸钢件的生产中部分取代桐油、合脂用于制芯。

2）技术标准　JD－复交黏结剂的技术指标应符合表 4.2-47 所示的要求，用它混制的芯砂应符合表 4.2-48 中规定的技术指标。

表 4.2-47　JD－复交黏结剂的技术指标

黏结剂型号		性状	含固量(质量分数)/%	黏度/Pa·s	聚合物(质量分数)/%	密度/$g\cdot cm^{-3}$
JD－1	聚丙烯酸铵	无色或浅黄绿色液体	15～16	0.1～0.20	>98	—
	聚丙烯酰铵		13～14			
JD－2		深褐色液体	28～30	—	—	>1.078

表 4.2-48　JD 复交黏结剂砂的技术标准

黏结剂型号		干拉强度/MPa	湿压强度/kPa	湿透气性	流动性/%	发气量(850℃)/$mL\cdot g^{-1}$
JD－1	聚丙烯酸铵	≥1.8	≥7	≥120	≥26	8～10
	聚丙烯酰铵					
JD－2			15		≥33	10～14

3　冷法硬化芯砂

冷法硬化芯砂也称冷芯盒砂，其制芯工艺是将原砂与冷芯盒树脂混合后射入芯盒里，然后吹入气体固化剂，砂芯即在常温下快速固化，再通过吹入干燥清洁的压缩空气清洗净化砂芯中的残余固化剂后即可出芯。与覆膜砂工艺及热芯盒工艺相比，冷芯盒制芯工艺有以下优点：

1）制芯周期短，生产效率比覆膜砂工艺约高一倍。

2）可使用廉价的木质或塑料芯盒，损耗小，有利于中、小批量多品种的机械化生产。

3）没有芯盒受热变形问题，制得的砂芯尺寸精度高。

4）没有过硬化问题，砂芯的壁厚差异对制芯工艺几乎不会产生影响，所以即使砂芯截面尺寸产生突变，也容易制成。

5）出芯后不必等待进一步固化，可立即浇注，因而可减少储存量。

6）制芯是在常温下进行，改善了劳动条件。

7）不需加热，节省了能源消耗。

8）由于上述原因，冷芯盒制芯的综合费用有所下降。据德国本茨公司的统计比较认为，以冷芯盒综合费用为 100，则用覆膜砂制芯费用为 160，热芯盒工艺其综合费用为 120。

由此可知，此工艺的最大特点是，芯砂的可使用时间长，但是，吹气后芯砂立即硬化，脱摸时间短，所以，冷芯盒工艺是一种节能、高效的制芯工艺。它于 20 世纪 60 年代末开发，70 年代后期获得大量推广应用，目前，国外复杂的砂芯 70%～80%采用了冷芯盒砂制芯工艺，有逐步取代热芯盒砂的趋势。

但是，冷芯盒树脂砂制芯工艺存在的主要缺点（主要指三乙胺气硬冷芯盒工艺）有：

1）树脂及固化剂均为易燃产品，特别是酚醛树脂与聚异氰酸酯的混合物尤其易燃，必须在 30℃以下储存。

2）砂芯强度与壳芯及热芯盒相比相对较低。

3）气体固化剂如三乙胺、SO_2 等有毒有味，不能直接排放到大气中，需要增加尾气处理装置。

4）制好的砂芯对环境湿度比较敏感，特别是涂刷水基涂料时，芯砂强度会降低很多。

5）芯砂黏摸性大，砂芯易产生飞刺缺陷。

目前常用的冷芯盒制芯工艺按树脂的化学结构和硬化气体（固化剂）的类型的不同可分为四种，现分别简述如下。

3.1　气硬冷芯盒法

3.1.1　三乙胺法

（1）三乙胺法的特点和适用范围

1）特点　三乙胺法气硬冷芯盒工艺是美国亚什兰（Ashland）化学公司首先推出的，故又称亚什兰法。它使用的黏结剂为双组分，组分 I 是液体酚醛树脂，组分 II 是聚异氰酸酯。一般两种组分以 1:1 的比例加入到原砂中，混匀后吹（射）入芯盒，然后吹入三乙胺气体，砂芯可在数秒至十几秒内硬化。三乙胺在常温下为液态，需经气化处理，一般是预热至 35～50℃，然后以氮气为载体，将三乙胺稀释气化。之所以不选用空气或 CO_2 为载体，是因为空气与三乙胺的混合物易产生爆炸，而 CO_2 则易产生冷冻。砂芯在芯盒内经吹三乙胺硬化后，还需用干燥的空气将砂芯中剩余的三乙胺吹净，然后取出砂芯即可使用。其固化机理可用下式表示：

[R, R′ 取代苯环—OH]液态（线性酚醛树脂） + [O=C=N—苯环—R″]液态（聚异氰酸酯）

$\xrightarrow[\text{(三乙胺)}]{(C_2H_5)_3N}$ [R, R′ 取代苯环—O—C(=O)—N(H)—苯环—R″]固态（氨基甲酸酯树脂）

黏结剂在三乙胺固化剂的作用下，酚醛树脂的氢氧根（－OH）与聚异氰酸酯的异氰酸根（－NCO）结合成氨基甲酸酯树脂，从而使砂芯固化。

2）适用范围　此法固化时间短，砂芯强度高，落砂性

能好，可制造出复杂程度不同、大小不等的砂芯，现在国内外已广泛用于汽车、拖拉机铸件的生产。但是应注意有些人会对黏结剂产生过敏现象，使用时不要与之直接接触，以免患皮炎病。

（2）三乙胺法砂的制芯工艺

1）各种原材料的选用

① 原砂　冷芯盒树脂砂工艺用的原砂可根据铸件的合金种类及铸件情况选用。硅砂、锆砂、铬铁矿砂等均可使用，但应用最多的仍然是硅砂。亚什兰公司对硅砂的要求推荐见表4.2-49。

表4.2-49　原砂技术条件

项目	最佳范围	允许范围
平均细度（AFS）	50～60	40～80
粒形	圆形	—
酸耗值/mL	尽可能低	0～10
杂质（质量分数）/%	无	含泥量0～0.3
	—	氧化铁0～0.3
砂温/℃	21～26	10～40
含水量（质量分数）/%	0～0.1	<0.25

我国一些砂矿的擦洗砂或精选砂基本上能符合表4.2-49要求。使用时要特别注意原砂含水量的控制，因为水易与树脂中的组分Ⅱ（聚异氰酸酯）反应，引起芯砂强度及流动性的降低，因此对原砂的含水量及酸耗值每批都应进行检测。

② 树脂　冷芯盒树脂由两部分组成：组分Ⅰ是液态酚醛树脂；组分Ⅱ是聚异氰酸酯。由于两种组分放在一起会逐渐发生反应，所以一般供应商是将两种树脂分开包装。国内外几种三乙胺冷芯盒法树脂技术指标见表4.2-50。

③ 固化剂　常用的固化剂有两种，一种是三乙胺（TEA），一种是二甲基乙胺（DMEA）。DMEA硬化速度较快，更适宜大型流水生产车间。胺的含量，一般三乙胺取体积分数为6.5%左右，二甲基乙胺取体积分数为10%左右。

国内外生产多用三乙胺，其技术指标可参考表4.2-51和表4.2-52。

④ 载送气体　载送固化剂的气体一般是采用氮气，并且不应含水，以免影响砂芯硬化。国外采用经降低露点即冷冻除湿处理的压缩空气。

2）型芯砂的配方　三乙胺法冷芯盒树脂的两种组分一般以1∶1匹配，铸钢件常采用6∶4，以降低氮含量。总加入量视原砂、黏结剂、固化剂的质量及砂芯的要求而定，一般加入量为原砂重量的1.5%左右，铝铸件可以取1.0%。还可用有机溶剂（如乙苯）稀释黏结剂，通过降低浓度来减少树脂用量。

表4.2-50　国内外几种三乙胺法冷芯盒树脂的技术指标

序号＼性能		密度 /g·cm^{-3}	黏度 /mPa·s	游离醛（质量分数）/%	游离酚（质量分数）/%	异氰酸根（质量分数）/%	适用范围
1（国内）	组分Ⅰ	1.05	≤400	≤0.5	≤5	—	通用
	组分Ⅱ	1.15	≤150	—	—	23～26	
2（国内）	组分Ⅰ	1.04	≤200	≤0.5	≤5	—	抗湿
	组分Ⅱ	1.15	≤100	—	—	23～26	
3（国外）	组分Ⅰ	1.03	200～400	—	≤5	—	非铁合金
	组分Ⅱ	1.14	—	—	—	—	
4（国外）	组分Ⅰ	1.06	300～400	—	≤5	—	通用
	组分Ⅱ	1.16	—	—	—	—	
5（国外）	组分Ⅰ	1.05	≤170	≤0.8	≤7	—	通用
	组分Ⅱ	1.15	≤50	—	—	22.8～24.5	

表4.2-51　国外三乙胺综合标准技术标准
（质量分数）　　　　%

指标名称	优级品	一级品	合格品
三乙胺含量≥	99.0	98.8	96.0
二乙胺含量≤	0.1	0.1	<3
一乙胺含量≤	微量	0.1	0.2
水分≤	0.1	0.2	<0.3

表4.2-52　国内三乙胺企业标准技术标准

指标名称	分析纯	化学纯
三乙胺含量(质量分数)/%≥	99.0	99.0
密度/g.cm^{-3}	0.726 0～0.729 0	0.726～0.732
乙醇溶解试验	合格	合格
不挥发物(质量分数)/%≤	0.01	0.01
水分(质量分数)/%≤	0.2	0.3
一、二乙胺(以乙二胺计,质量分数)%≤	0.3	0.5

3）树脂砂的混制　各种类型的混砂机都可使用，但是混砂机及定量装置要充分干燥，定量要准确。混砂程序类同于热芯盒砂。混砂中应尽量避免揉搓过度，以免砂温上升而影响芯砂的可使用时间和流动性。

树脂的两个组分可以同时加入砂中，也可以分别加入。混拌时间以树脂能均匀黏附在砂粒上为宜，一般混砂时间约在2 min左右。时间过短，树脂分布不均，容易黏芯盒，砂芯强度也低。混砂时间也不宜过长。

某厂使用BP公司生产的高速刮板式混砂机，其混砂工艺如下：

$$\text{原砂}+\text{组分Ⅰ}\xrightarrow[10\ s]{\text{混合}}\text{组分Ⅱ}\xrightarrow[60\ s]{\text{混合}}\text{卸砂}$$

混好的芯砂要尽快使用，存放时间一般为2～3 h，夏季

为1~2 h。每碾砂都应检测其初始强度。如果工作温度较高或芯砂存放时间较长，还要随时取样检验。当树脂加入量为原砂重量的1.5%时，初始强度应在0.7 MPa左右。

4）制芯（型）工艺　具体工艺及操作步骤如下：

① 芯盒表面喷涂冷芯盒专用脱模剂，以表面见湿为宜。因为冷芯盒树脂遇水强度降低，所以不能采用乳液脱模剂。

② 射砂压力为0.3~0.55 MPa。

③ 射砂时间为3~5 s。

④ 吹三乙胺时间与吹三乙胺量可根据砂芯形状与大小确定。一般低压吹三乙胺为4~10 s，高压吹三乙胺为5~15 s。

⑤ 吹压缩空气净化时间为10~20 s。

混好的芯砂，制芯时一般要求在射头内的射砂压力为0.3~0.5 MPa，射砂时间为3~5 s。为使砂芯迅速均匀硬化，液态三乙胺需先雾化，然后吹入芯盒。为连续稳定地提供一定浓度和压力的雾化气，需要一套专门的供气系统。为避免将未硬化的砂芯吹坏，吹三乙胺压力宜先低后高，范围是0~0.2 MPa。三乙胺的吹入量根据砂芯的大小及复杂程度而定，厚大的砂芯每千克芯砂可低至2 mL，轻薄、复杂的砂芯，每千克芯砂可高达10 mL。吹气时间根据吹三乙胺量来定，一般吹三乙胺量为每秒3~5.5 mL。在硬化不良的情况下，可适当延长吹三乙胺硬化时间或增加吹三乙胺量。

该工艺的理想工作环境是15~25℃，为了加速硬化，三乙胺应加热至35~50℃，在专用冷芯盒制芯机上，一般都附有加热气体的装置。硬化结束后，用干燥的空气洗净残留的三乙胺气体。采用空气的压力为0.4~0.6 MPa，一般需加热至40℃左右，或采用降低露点处理过的空气。

砂芯存放时，仍有少量残余三乙胺气体逸出，因此砂芯存放处应有通风装置。

3.1.2 SO_2 法

（1）SO_2 法的特点和适用范围

1）SO_2 法的特点　此法是在原砂中加入占原砂质量1%~1.5%的酚醛树脂或呋喃树脂，再加入占树脂质量40%的有机过氧化物混制成芯砂。然后将混好的芯砂射入芯盒，再向芯盒中吹 SO_2 气体，砂芯很快硬化。所以，SO_2 法本质上是一种酸硬化树脂砂系统。SO_2 被砂中的过氧化物氧化并与黏结剂和氧化剂中的水反应生成 SO_3、H_2SO_4 等一组络合的酸。反应式可表示如下：

$$SO_2 + O \rightarrow SO_3$$

$$SO_3 + H_2O \rightarrow H_2SO_4$$

这些酸是使树脂交联或固化的固化剂，能使砂芯很快固化并放出热量。

吹入 SO_2 后，随即吹入干燥微热的洁净空气冲洗残留的 SO_2。排出的气体经洗涤塔用稀碱液中和处理。

SO_2 法有许多优点，主要是：①热强度高。②铸件表面粗糙度值降低。③砂芯尺寸精度高。④出砂性优良，即使铝镁合金也很容易出砂。⑤发气量低，浇注时烟雾小，有利于防止铸件气孔缺陷。⑥强度增长快，脱盒强度可达终强度的75%~90%。⑦生产效率高。⑧劳动强度低。⑨节约能源。

SO_2 法缺点也很明显，主要有：①由于其腐蚀性强，虽然所有工程材料都可用来制作芯盒，但是要涂防护层。②SO_2 有臭味，空气中含量达到 1×10^{-6} 时即可感觉到，因此整个系统必须严加密封，不能泄漏。③过氧化物易燃，要妥善保管。④过氧化物、SO_2 及洗涤塔中的NaOH均对人体有害，不能直接与皮肤接触，更不能进入口、鼻、眼中。⑤SO_2 法的芯盒特别容易产生积垢（主要是树脂聚积物）而且比较难清理，给流水生产带来麻烦。国外一般用喷玻璃丸及用稀醋酸清洗芯盒积垢。

2）适用范围　由于固化剂 SO_2 的腐蚀性很强，对人体和设备的污染都很大，而且黏模的问题一直没有很好地得到解决，所以，SO_2 法制芯工艺未能获得广泛的应用。

（2）SO_2 法砂的制芯工艺

1）各种原材料的选用

① 原砂　对原砂的要求与三乙胺法相同，但是要特别注意原砂中的微量元素对 SO_2 法芯砂的有效存放期有极大影响，尤其是采用过氧化氢溶液作活（氧）化剂时问题更为突出。原砂用DSP钝化剂经擦洗、脱泥等净钝化处理后，SO_2 法芯砂有效存放期可延长数十倍。这是由于原砂含微量重金属元素，特别是Mo、Ti、Pb、V、Mn、Fe及长石类矿物，在pH值较高的条件下，氧化剂过氧化氢迅速分解（$2H_2O_2 \rightarrow 2H_2O + O_2$），不断放出氧，以至当向芯砂吹 SO_2 硬化时，不能再迅速产生足够量的新生态氧，以氧化 SO_2 并转化为足够量的硫酸来催化树脂砂在瞬间固化。DSP钝化剂是一种溶解杂质能力和吸附选择性较强、对多种金属具有螯合作用的助剂，能有效地延缓 H_2O_2 的分解速率，从而大幅度地延长芯砂的有效期。实践表明，不同原砂经净钝化处理后，能使呋喃树脂砂的终强度提高70%~95%。

② 树脂　可用酚醛或呋喃型冷硬树脂，如果用专门设计的低氮、低糠醇树脂则效果更好。如KJN－Ⅱ型 SO_2 法专用树脂［尿素:甲醛:糠醇（质量比）=1:(1.9~2.6):(2.3~3.2)］。最常用的是低水无氮树脂或低氮呋喃树脂。一般还要加入增强剂硅烷（如KH—550）以提高强度、增强抗湿能力、延长砂芯的存放期。表4.2-53表示了 SO_2 呋喃和环氧树脂技术指标。

③ 过氧化物（活化剂）　所用过氧化物分无机与有机两大类，无机过氧化物相对比较便宜，但是芯砂有效期短。无机过氧化物种类很多，如金属氧化物及过氧化氢等，生产中主要采用质量分数为35%的过氧化氢（国外为50%）。有机过氧化物也很多，通常使用过氧化丁酮（MEKP），它是一种黏性无色液体强氧化剂，受热时会助燃或自燃。表4.2-54表示了国内外使用的过氧化物技术指标。

④ 固化剂　使用工业纯 SO_2 作固化剂气体，它是一种无色、有刺激气味、不易燃的气体，在温度25℃，压力为0.245 MPa时开始液化。通常以液态并用密封容器盛装供应。使用时用氮气或干燥空气从容器中将 SO_2 气体带出。其技术条件可参考国家标准《液体二氧化硫》（GB/T 3637—1993），见表4.2-55。

表4.2-53　SO_2 硬化呋喃和环氧树脂技术标准

性能 型号	树脂种类	黏度/Pa·s	密度/g·cm^{-3}	游离甲醛 （质量分数）/%	pH值	氮 （质量分数）/%	含水量 （质量分数）/%
1（国内）	呋喃	0.4~0.6	1.16	≤1	6~7	—	—
2（国外）	呋喃	2.5~3.0	1.21	≤1	—	0	<1.0
3（国外）	环氧	0.4~0.5	1.13	0	—	0	0

表 4.2-54 过氧化物技术标准

型号 \ 性能	黏度/mPa·s	密度/g·cm^{-3}	活性氧（质量分数）/%
A（国内）	—	—	9.5
B（国外）	12	1.04	8.3
C（国外）	40	1.06	8.0

表 4.2-55 液体二氧化硫技术标准（质量分数）（摘自 GB/T 3637—1993） %

项目	指标		
	优等品	一等品	合格品
外观	无色或略带黄色的透明液体		
二氧化硫（SO_2）≥	99.97	99.90	99.60
残渣≤	0.010	0.040	0.20
水分≤	0.020	0.060	0.20
砷（As）① ≤	0.000 004	—	—

① 对以硫磺为原料直接生产的液体二氧化硫应检测砷。在生产正常情况下，每季度检测一次。

2）型、芯砂的配方　以原砂加入量为 100，树脂加入量为原砂重量的 1.0%～1.5%，过氧化物（质量分数为 50%的过氧化氢或 MEKP）占树脂质量的 25%～50%，硅烷加入量占树脂质量的 0.3%。

3）混制工艺　可使用任何一种混砂机混制，但是混砂时的加料顺序很重要。混砂的要求及设备与三乙胺法相同，同样要注意不能过度混碾，以防砂子发热。硅烷可先加入树脂中，也可在混砂时加入砂中。使用碾轮式混砂机的典型混砂工艺如下：

$$\text{砂}+\text{树脂}\xrightarrow[1.5\sim3\ \text{min}]{\text{混合}}+\text{过氧化物}\xrightarrow[1.5\ \text{min}]{\text{混合}}\text{卸砂}$$

SO_2 法树脂砂存放期较长，如果混碾适当可以存放 8 h 以上。超过存放期的芯砂再加入适量的过氧化物仍可继续使用。

4）制芯工艺　SO_2 砂制芯时可采用两种固化方式，当大量流水生产时，宜使用具有吹气硬化系统的专用制芯设备，将芯砂射入芯盒后，吹入 SO_2 气体，吹入时间根据砂芯大小和复杂程度而定，约在 1 s 左右（每硬化 1 t 芯砂约消耗 4 kg 的 SO_2），然后用干燥微热的洁净空气吹净残留的 SO_2 气体（约 10 s），生产节奏很快。

另一种方式适于单件、小批量或大芯（100 kg 左右）的生产，即用一间密闭的气硬室，将砂芯紧实成形后置于此室内，先抽出部分空气造成负压，再向室内吹入 SO_2 气体 1～2 s。最后用干燥微热的洁净空气清除残留的 SO_2 气体，这个过程约需 15 s。

3.2 CO_2-聚丙烯酸钠砂

3.2.1 CO_2-聚丙烯酸钠砂的特点和适用范围

以 CO_2 为固化剂，使树脂砂能在很短时间内硬化，并对人体、环境污染少，是一种高效无污染的固化剂，引起世界普遍关注。英国铸铁研究协会（BCIRA）开发的一种叫做 Polidox 法就属于以 CO_2 为固化剂的聚丙烯酸钠新型黏结剂体系。

CO_2-聚丙烯酸钠砂法的优点是：CO_2 固化剂对人体和环境的危害要低于其它冷芯盒制芯工艺，对砂中残留的 CO_2 气体不必进行冲洗，同时 CO_2 气体可以不加处理地直接向大气排放，这样就减少了尾气处理工序。价格上也低于其它冷芯盒制芯工艺。

但是 CO_2 法目前存在的主要缺点是常温强度低。同时为使这种低活性的 CO_2 气体能与树脂起反应，在混砂时还需加入粉状的促硬剂，例如氧化钙等，给使用带来不便。

这种黏结剂适用于生产铸铁、铸钢和非铁合金类铸件的型、芯。

3.2.2 CO_2-聚丙烯酸钠砂的制芯工艺

（1）各种原材料的选用

1）原砂　以硅砂为主，其技术要求同树脂砂。

2）黏结剂　目前国内外适用的聚丙烯酸钠树脂的技术条件见表 4.2-56。

表 4.2-56 聚丙烯酸钠树脂的技术条件

项目	外观	相对分子质量	黏度/ mPa·s	pH 值	密度/g.cm^{-3}
指标	无色或淡黄色液体	约 40 万碳单位	400～600	6～7	1.15±0.02

3）固化剂　是二氧化碳气体，它的技术条件可参考国家标准《工业液体二氧化碳》（GB/T 6052—1993），见表 4.2-57。

表 4.2-57 工业液体二氧化碳技术标准（摘自 GB/T 6052—1993）

项目	指标		
	优级品	一级品	合格品
二氧化碳含量(体积分数)/%≥	99.8	99.5	99.0
游离水含量（质量分数）/%≤	0.05	0.2	0.4
油分	不得检出	不得检出	—
气味	无异味	无异味	—

4）促硬剂　以氧化钙为主，其主要技术指标见表 4.2-58。

表 4.2-58 促硬剂技术标准

项目	外观	密度/g·cm^{-3}	pH 值	水溶性
指标	灰白色粉末	0.5～0.6	9～10	较小

（2）芯砂的配方

典型配方见表 4.2-59。

表 4.2-59 聚丙烯酸钠树脂砂的配比（质量比）

材料	原砂	树脂	促硬剂 $Ca(OH)_2$
加入量	100	3.5	3.5×0.4

（3）型、芯砂的混制

$$\text{原砂}+\text{树脂}\xrightarrow[1\sim2\ \text{min}]{\text{混碾}}\text{促硬剂}\xrightarrow[1\sim2\ \text{min}]{\text{混碾}}\text{卸砂}$$

（4）制芯工艺

由于聚丙烯酸钠树脂砂的黏度较大，一般可采用手工制芯。吹气硬化时，初始强度随吹气时间的延长而增加，但是，24 h 强度变化不大，故吹气时间不宜超过 30 s。聚丙烯酸钠树脂砂的促硬剂为$Ca(OH)_2$，不过，这种促硬剂对聚丙烯酸钠树脂砂强度的影响较大，当树脂加入量一定时，随 $Ca(OH)_2$ 加入量的增加树脂砂的初强度不断提高，而 24 h 的强度则变化不大，当$Ca(OH)_2$ 加入量超过树脂质量的 40%后，24 h 的强度会略有下降。故促硬剂加入量不宜超过树脂质量的 40%。

3.3 甲酸甲酯-碱性酚醛树脂砂

3.3.1 甲酸甲酯-碱性酚醛树脂砂的特点和适用范围

近年来开发的酯硬化酚醛树脂冷芯盒工艺是采用一种水溶性碱性甲阶酚醛树脂与原砂混合后，吹入甲酸甲酯气雾而使砂芯硬化的制芯工艺。其硬化原理是该树脂与活性较高的甲酸甲酯反应，生成不稳定的化合物，它很快分解为聚合树脂、金属盐和少量的醇，由于生成聚合树脂而使芯砂硬化。

此法的主要优点如下。

1）基本不污染环境 由于甲酸甲酯对人体的危害很小，因此芯盒不需要特殊密闭，反应后剩余的甲酸甲酯可经通风系统直接排入大气，不需像三乙胺法、SO_2 法那样需经复杂的尾气处理。表 4.2-60 是几种冷芯盒用固化剂在空气中允许的最大浓度。

表 4.2-60 几种冷芯盒用固化剂在空气中允许的最大浓度

冷芯盒方法	固化剂	空气中允许最大浓度/10^{-6}
酯硬化法	甲基甲酸	100
三乙胺法	三乙胺	10
SO_2 法	二氧化硫	2

2）简化处理设备 由于在常温下制芯，对芯盒材料要求不高，同时对输送管路的密封性要求也不那么严格，不需尾气处理设备，工装设备相对简化。

3）树脂、固化剂中有害成分少 酯硬化法的树脂和固化剂都不含硫，只有微量的氮和少量的碳，不会引起石墨球化衰退、氮气孔、增碳等缺陷。

酯硬化法的主要缺点是强度较低（见表 4.2-61）。尽管这种碱性酚醛树脂的强度较低，但是它也能满足出芯和搬运时的强度要求并且能在浇注过程中产生二次硬化而提高高温强度。

表 4.2-61 不同气硬法的抗压强度

工艺方法	酯硬化法	三乙胺法	SO_2 法
黏结剂加入量（质量分数）/%	1.5	1.5	1.5
抗压强度/MPa	4.9	7.0	8.4

由于这种树脂不含氮、硫和磷等有害物质，铸件精度高，表面质量好，芯砂落砂方便，是铸钢件生产较理想的造型材料。

3.3.2 甲酸甲酯-碱性酚醛树脂砂的制芯工艺

1）各种原材料的选用

① 原砂 以硅砂为主，与一般树脂砂用的技术指标相同。

② 黏结剂 水溶性碱性酚醛树脂的技术指标见表 4.2-62。

表 4.2-62 水溶性碱性酚醛树脂的技术指标

外观	黏度/mPa·s	游离酚（质量分数）/%	游离醛（质量分数）/%	密度/g·cm^{-3}	含固量（质量分数）/%
红色液体	150～350	≤1.0	≤0.2	1.2～1.3	55～60

2）芯砂的配方 典型配方见表 4.2-63。

表 4.2-63 碱性酚醛树脂砂的配比（质量比）

材料	原砂	树脂	促硬剂
加入量	100	2.5～3.5	0.6～1.0

3）型、芯砂的混制 碱性酚醛树脂砂的混制工艺如下：

$$原砂+树脂\xrightarrow[1\sim2\ min]{混碾}促硬剂\xrightarrow[1\sim2\ min]{混碾}卸砂$$

4）制芯工艺 碱性酚醛树脂砂制芯时的硬化工艺，是在促硬剂的存在下，通过吹 CO_2 气体，可使碱性酚醛树脂硬化。当 CO_2 流量为 0.8～1.0 m^3/h 时，最佳吹气时间为 30～60 s，吹气时间过短，则砂芯硬化强度低，吹气时间过长，砂芯强度并不随之增长，而且浪费 CO_2 气体。

3.4 其他冷法硬化芯砂

3.4.1 水泥砂

（1）概述

水泥是重要的建筑材料，品种多，用途广，外观为灰白色粉末状，与水混合后可以胶凝硬化，可用做铸造自硬砂黏结剂。

铸造用水泥黏结剂按组成分，有硅酸盐水泥和矾土水泥；按硬化特性分，有普通硅酸盐水泥和早强水泥（包括快凝快硬水泥、特快硬水泥）。矾土水泥也是一种早强水泥。

普通硅酸盐水泥是以黏土和石灰石为主要原料，煅烧成熟料后再混入一定量的石膏磨细而制得的。它主要用于铸铁和铸造非铁合金的铸型（芯）的制造，由于凝结时间和硬化周期较长，它的应用范围逐渐减少。矾土水泥是以铝矾土为主要原料，加入适量的石灰石，经煅烧后再磨细而制得的，其耐火度比普通水泥高，在铸钢件和铸铁件半永久型中使用较多。快凝快硬（双快）水泥可分为硅酸盐水泥、氟铝酸钙水泥和硫铝酸钙水泥 3 种。硅酸盐水泥使用较多，其制法与普通硅酸盐水泥相仿，不同的是加入的铝矾土和石膏较多，同时又掺和了一些氟石，研磨得也更细一些。

几种水泥的化学成分和矿物组成分别见表 4.2-64 和表 4.2-65。

表 4.2-64 几种水泥的化学成分（质量分数） %

品种 \ 化学成分	CaO	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	MgO	SO_3	TiO_2	fCaO①	F
普通硅酸盐水泥	60～70	17～25	3～8	0.5～6	0.1～5.5	1～3	—	—	—
矾土水泥	35～45	5～10	35～55	0～15	—	—	—	—	—
17 型双快水泥	62.62	16.80	14.19	1.51	0.32	2.48	0.53	0.50	1.68
特快硬水泥	43.00	13.03	23.69	4.28	2.51	15.43	1.11	—	—

① fCaO 表示游离 CaO。

表 4.2-65 几种水泥的矿物组成（质量分数） %

品种 \ 化学成分	C_3S	C_2S	C_3A	C_4AF	$C_{11}A_2CaF_2$	C_2F	$C_4A_3SO_4$	$CaSO_4$
普通硅酸盐水泥	37～60	15～37	7～15	10～18	—	—	—	—
17 型双快水泥	55.7	6.7	—	4.6	26.0	—	—	—
特快硬水泥	—	23.5	—	—	—	3.0	47.2	14.0

注：C 代表 CaO，S 代表 SiO_2，A 代表 Al_2O_3，F 代表氟。

水泥的凝结和硬化过程是：水泥中的硅酸钙、铝酸钙溶解于水生成硅酸盐和铝酸盐的水化物及氢氧化钙，当溶液达到饱和时，便开始析出细颗粒，随后逐渐形成凝胶体、结晶体而产生黏结强度。水泥的矿物组成、细度对水泥的强度都有影响。

通过加入速凝剂、缓凝剂可以调节水泥砂的硬化速度。例如，加入氯化钙、糖浆、氢氧化钙、氯化锂等，可起到速凝作用；加入硅酸钠、硼酸、柠檬酸等，可起到缓凝作用。另外，可以通过加入木质磺酸钙、甲基双萘磺酸钠（商品名 NNO）等减水剂，降低型砂的含水量，提高砂型表面强度。水泥与聚乙烯醇混合使用，型砂同时具有良好的自硬特性和溃散性。

（2）技术指标

1）型砂水泥　根据建材系统标准《型砂水泥》（JC 419—1991）的规定，型砂水泥的性能应符合下列要求：

① 成分　SO_3 的含量（质量分数）不得超过 9.0%。

② 细度　比表面积不得小于 450 m^2/kg。

③ 凝结时间　初凝时间不得早于 50 s，终凝时间不得迟于 12 min。

④ 强度　强度应符合表 4.2-66 要求。

表 4.2-66　型砂水泥强度

硬化时间/h	1	2	24
工艺试样抗压强度/MPa	>0.30	>0.40	>0.90

注：混合料配比（质量比）：标准砂 100，水泥 8，水 6.5；混制：干混 45 s，加水 15 s，湿混 1 min。

2）快硬硅酸盐水泥　根据建材系统标准《快硬硅酸盐矾土水泥》（JC 199—1990）的规定，快硬硅酸盐矾土水泥的性能应符合下列要求：

① 成分　MgO 的含量（质量分数）不得超过 5.0%，SO_3 的含量（质量分数）不得超过 4.0%。

② 细度　0.080 mm 孔筛筛余的质量分数不得超过 10%。

③ 凝结时间　初凝时间不得早于 45 min，终凝时间不得迟于 10 h。

④ 强度　强度应符合表 4.2-67 要求。

表 4.2-67　快硬硅酸盐水泥的强度

水泥标号 \ 性能	抗压强度/MPa			抗折强度/MPa		
	1 d	3 d	28 d	1 d	3 d	28 d
325	15.0	32.5	52.5	3.5	5.0	7.2
375	17.0	37.5	57.5	4.0	6.0	7.6
425	19.0	42.5	62.5	4.5	6.4	8.0

注：强度检测方法见《水泥胶砂强度检验方法》（GB/T 177—1985）。

3.4.2　磷酸盐砂

1）概述　磷酸盐黏结剂属酸碱型黏结剂。酸性黏结剂主要为磷酸盐水溶液，使用最多的是磷酸铝液，其中主要成分为磷酸二氢铝，也有使用铬铝磷酸盐或硼铝磷酸盐的，也可直接使用磷酸。碱性的硬化剂主要为镁或铁的氧化物，如锻造或轧钢的氧化铁皮或精选氧化铁矿，镁砂粉，炼钢后废炉衬的铬镁砖粉和镁铬铁矿物等。

磷酸盐本身能缩聚成大分子，也能与碱性氧化物发生化学反应生成磷酸二氢盐、一氢盐，从而产生黏结强度。磷酸盐黏结剂的硬化以自硬为主，加入磷酸盐的质量分数通常为 2.5%～4%。当直接使用正磷酸（质量分数一般为 45%～70%）作为黏结剂时，需加入质量分数 3%～5%的氧化铁粉（其比表面积为 1 000～1 500 cm^2/g），并加入柠檬酸铵等改性剂来调节硬化速度。当使用磷酸盐水溶液作为黏结剂时，一般加入氧化镁与其他碱土金属氧化物、氢氧化物或其盐类的混合物，也添加少量多元羧酸或多元醇来提高黏结性能。除自硬法外，磷酸盐的气硬法（吹氯化铵硬化）和热硬法（加热温度 150～200℃）也在开发和完善之中。

磷酸盐黏结剂砂高温强度高，高温变形小，溃散性好，不含有毒物，硬化方便，可用于灰铸铁、球墨铸铁和铸钢件，同时，使用中应注意改善它的脆性和高湿度环境中的抗吸湿性。

2）技术指标　铸造用磷酸盐的化学成分应符合表 4.2-68 的要求。

表 4.2-68　几种磷酸盐的化学成分（质量分数）%

品种 \ 化学成分	P_2O_5	MgO	Al_2O_3	其他化合物	水
镁铝磷酸盐	40～45	5.5～6.0	4.0～5.5	—	余量
铝铬磷酸盐	36～39	—	8～10	$Cr_2O_3$3.7～4.5	
镁铝硼磷酸盐	40～45	5.5～6.0	4.0～5.5	$B_2O_3$0.4～0.5	
磷酸铝	39～42	—	8.2～10.2	—	

3.4.3　聚乙烯醇砂

1）概述　聚乙烯醇（英文缩写名为 PVA）是一种无味、无臭、无毒的白色或微黄色粉末或絮状物，通常是通过在聚醋酸乙烯酯的甲醇溶液中加入氢氧化钠进行碱化处理制得，其分子结构式为

$$\left[\!-CH_2-\underset{\displaystyle OH}{\underset{|}{CH}}-\!\right]_n$$

聚乙烯醇是一种非电解质的表面活性剂，可用做乳化剂、保护胶体、织物的上浆料，可制成坚韧、柔软的塑料制品。聚乙烯醇用于铸造，兼有无机黏结剂和有机黏结剂的特点，例如：①溶于冷水，随着水温升高，其溶解速度加快而溶解度降低。②成膜性好，黏结力强。③有多种化学反应方式，便于采用多种化学硬化方法。④在较低温度（200℃）下开始分解，使型砂具有极好的退让性和溃散性。⑤不为霉菌所破坏，储存性好。

聚乙烯醇在型砂中的加入量（固体质量分数）约为 1%，以质量分数为 15%～18%的水溶液加入为宜，型砂抗压强度可达 1.2～1.4 MPa。根据硬化方式不同，聚乙烯醇型砂可分为 3 种：①聚乙烯醇烘干砂，烘干温度为 170℃左右。②聚乙烯醇水泥自硬砂，水泥既是硬化剂又是增强剂。③ CO_2 气硬聚乙烯醇砂，其中须加 Ca $(OH)_2$ 作为硬化剂。

2）技术指标　不同牌号的聚乙烯醇具有不同的性能，有的溶于水，有的仅能溶胀，这取决于它的醇解程度。铸造中常用的聚乙烯醇的产品牌号是 PVA 17－88，其性能应符合表 4.2-69 的要求。

表 4.2-69　PVA 17－88 黏结剂的技术标准

项　目	外　观	聚合度	醇解度（摩尔分数）/%	pH 值	醋酸钠（质量分数）/%	粒　度	挥发分（质量分数）/%	黏度/mPa·s
技术指标	白色粉状	1 700	88±1	5～7	≤1.0	过 20 号筛	≤5.0	20～25

注：黏度是在 20℃条件下，把聚乙烯醇配成质量分数为 10%的水溶液测定的。

编写：周静一（沈阳铸造研究所）

第3章　造型、制芯及砂处理设备

1　造型设备

1.1　概述

铸型的制造是铸造生产过程中最为重要的工艺过程之一。根据用来制造型腔的材料和制造方法，以及金属液浇入型腔的方式，分为砂型铸造、自硬砂铸造、熔模铸造、金属型铸造、压力铸造、低压铸造和消失模铸造等铸造工艺，本章仅介绍目前普遍采用的砂型铸造。

1.1.1　造型机分类

造型机的分类方式很多，按驱动方式可分为手工、气动、机械传动、电磁、液压传动等造型机；按起模方式可分手工起模、顶箱起模、转台和翻台式起模造型机；按是否带砂箱则又可分为有箱造型机和无箱造型机。

按紧实成形机理不同，造型机可分为下列五类：震击造型机、震压造型机、压实造型机、射压造型机、气力紧实造型机，见表4.3-1。

1.1.2　造型设备的选用原则

表4.3-1　造型设备按成型机理分类

设备类型		紧实成形机理	紧实度状况	适用的铸件要求		
				铸件结构	铸件尺寸精度	生产批量
震击式		借助于机械振动给予型砂动能，惯性紧实成形	分型面紧实度高，背面较松	简单铸件	较低	小批量
震压式		震压式一般为气动微震加压实	紧实度及均匀性较好	一般复杂铸件	一般	各种批量
压实式		借助于压头或模样传递压力进行紧实。分为中低压（0.7 MPa以下）和高压（0.7～1.5 MPa）	靠近压头处硬度较高，不利于浇注排气	简单铸件（中低压），复杂铸件（高压）	较低（中低压） 较高（高压）	大中小批量
射压式		借助于压缩空气赋予型砂动能，然后用压头补压实	紧实度及均匀性较好	比较复杂铸件	较高	单件及各种批量
气力紧实式	气冲	具有一定压力的气体突然膨胀，所产生的冲击波作用在型砂上，使其迅速向模样移动，在冲击力及触变作用下成形	紧实度均匀，但砂箱背面浮砂层较厚，紧实度较低	适合于各种复杂铸件，但对深凹模样不大合适	高	批量或大批量
	静压	具有一定压力的气体在短时间（0.1～0.3 s）内进入砂箱流向模样及模板，并从排气塞模板框排出，然后补加高压压实，结构比较复杂	紧实度均匀且呈合理分布	适合于各种复杂铸件	高	批量或大批量

选择造型设备时，应根据所生产铸件的具体条件和要求、生产纲领和投资规模，先确定采用机器造型的可能性选择造型机类型，再根据铸造工艺确定砂箱尺寸和造型机工作台尺寸，最后确定造型机的型号。

1）根据产量、批量和品种确定设备的生产率。产量大、批量大和品种少选用效率高的造型设备，多品种、少批量生产宜选用柔性大的设备。生产批量极大时还可考虑选用多工位设备，批量少则可考虑选用机械化或自动化程度较低的设备，造型设备的计算负荷率取75%～85%。

2）根据拟用在造型机台面上铸型（由每型布置铸件的数量、模样的形状及所需吃砂量等因素确定）的最大尺寸、砂箱的高度来选择造型设备。太大的砂箱不但难以在工作台上固定和起模，同时为了保证有足够的举重力，势必选用较大的造型机，增加投资。同样，采用太小的砂箱，则由于模板上可布置的铸件数量少。在生产纲领确定的前提下，需要提高设备的小时生产率，则应选用自动化程度高的高效造型机，对与之配置成造型线的辅机及控制系统要求也相应提高，这将增加了投资。因此砂箱尺寸的确定与造型设备的选择有着密切的关系。

3）批量大、铸件形状比较复杂，对质量（指表面粗糙度、尺寸精度）要求高时，应选择生产出的铸型刚性好、紧实度好的高压造型机、气冲造型机和静压造型机等。而且应组成自动造型线，以充分发挥其生产能力。

总之，选择造型设备不但要考虑纲领、批量、品种、铸造工艺、投资规模等因素，还应了解各种造型机的性能、特点、适用性等因素，两者要综合比较，从中确定更加合适、相对合理的设备。

1.2　震实造型机

1.2.1　原理及主要组成结构

1）震实造型机的工作原理　震实造型机在造型时由工作台将砂箱、模板及型砂一同上升到一定高度后使之自由下落而产生震击，由于型砂碰撞时的惯性力作用而使型砂得到紧实。在反复震击下，型砂的紧实度随震击次数的增加而增加。

但是，当型砂达到一定紧实度后，虽继续增加震击次数，型砂的紧实度却不再增加。这样，不但延长了造型时间，而且还会使铸型产生分层、局部疏松及开裂等现象。为此应当增加震动的高度以提高造型机的生产率，一般情况下，每造一型的震击次数为10～80次。

震击机构在上升时所需的力只要超过砂箱、模板及型砂

的重量之和即可。

由于震实造型时，靠近模板处因受全部砂层的作用，紧实度最高，但上层几乎没有紧实作用。因此，震实法造型仅适用于较高的砂箱（砂箱高度一般应大于 150 mm）。

2）主要组成结构　震实造型机主要由震实机构、回转（或翻箱）机构、起模机构、控制系统等组成，以压缩空气为动力。但震实造型机除了生产率低以外，震击时环境噪声大，对设备地基处理也较困难。

1.2.2 震实造型机的类型

震实造型机分转台式和翻台式两种。转台震实造型机由震实机构、回转机构、载型小车、管道控制系统等组成。翻台式震实造型机则由震实机构、翻箱机构、起模机构、管道控制系统等组成。

（1）转台震实造型机

1）原理及特点　转台的方法见图 4.3-1。当型砂被紧实后，砂箱连同模板用转台机构翻转 180°，置于接箱台上。为了从砂箱中起出模样，转台与接箱装置应有相对的垂直动力。通常转台不动，而接箱台下降而实现起模。

转台式起模方式主要使用于有较大吊砂块时的造型，它能防止砂块在起模时崩裂和掉砂。但由于增加了附加时间，因而生产率较低。

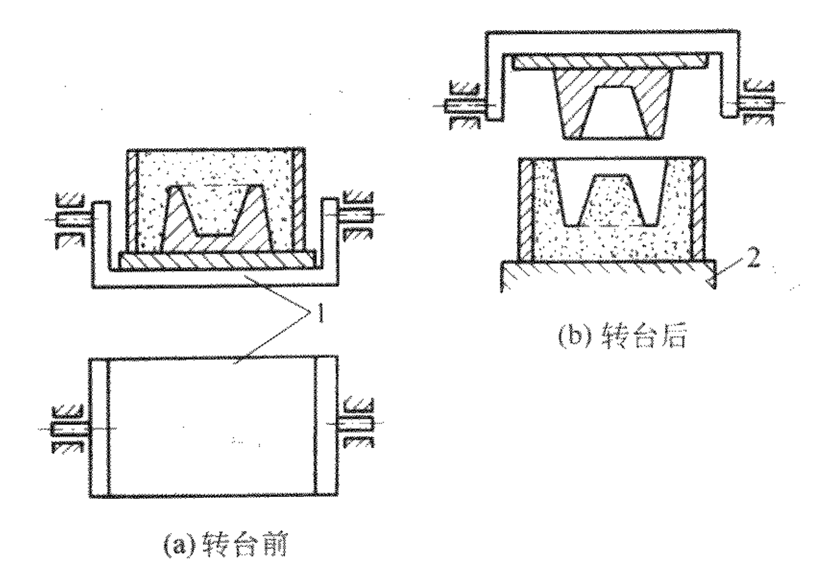


图 4.3-1　转台机构工作简图

1—转台；2—接箱台

2）技术规格及适用范围　转台震实造型机适用大中型铸件的造型。由于载型小车装有横向辊道，故可以组成机械化造型线。

Z2520 型转台震实式造型机见图 4.3-2。转台震实式造型机技术规格见表 4.3-2。

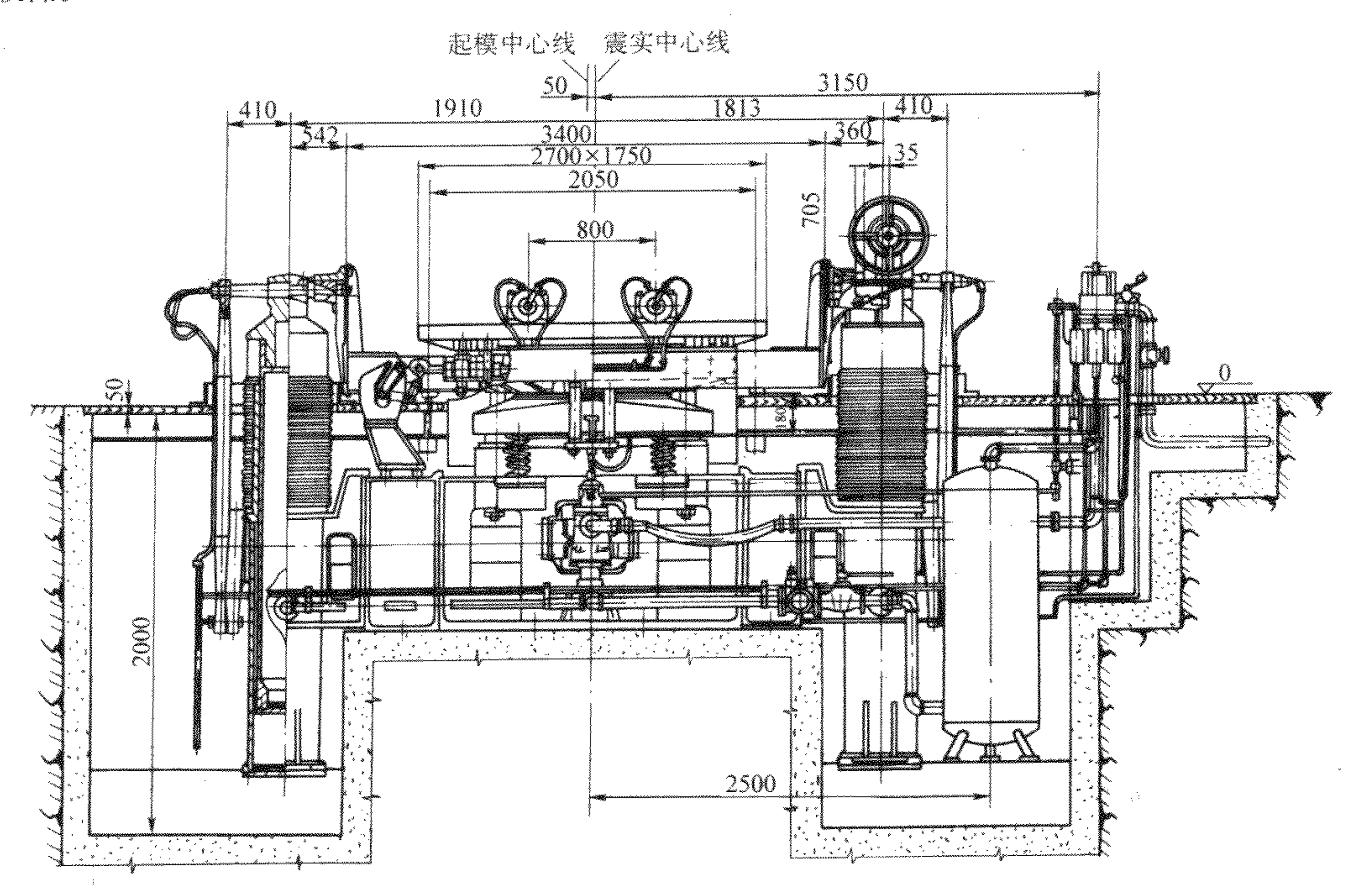


图 4.3-2　Z2520 转台震实式造型机

表 4.3-2　转台震实式造型机技术规格

技术参数 \ 型号	Z2520	Z2520—Ⅰ	Z2520—Ⅱ
砂箱尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	2 000 × 1 500 × 700	2 000 × 1 500 × 700	2 780 × 1 500 × 700
转台台面尺寸（长/mm）×（宽/mm）	2 200 × 1 730	2 200 × 1 730	2 800 × 1 700
最大起模高度/mm	700	700	700
最大起重量（包括砂箱、模板、型砂）/kg	3 500	4 500	4 200
回转后转台台面到滚道面最大距离/mm	1 600	1 600	1 400
滚道面到地面高度/mm	608	608	520
震实气缸直径/mm	ϕ510	ϕ525	ϕ525
震击高度/mm	20 ~ 25	20 ~ 25	20 ~ 25

续表 4.3-2

技术参数 ╲ 型号	Z2520	Z2520—Ⅰ	Z2520—Ⅱ
震击频率/次·min⁻¹	500 ~ 550	500 ~ 550	500 ~ 550
落下部分质量/kg	8 000	8 000	8 000
右起模缸直径/mm	ϕ360	ϕ360	ϕ360
左起模缸直径/mm	ϕ350	ϕ350	ϕ350
压缩空气工作压力/MPa	0.58 ~ 0.65	0.58 ~ 0.65	0.58 ~ 0.65
自由空气消耗量/m^3·型$^{-1}$	7	7	7
生产率（全部机械化时）/型·h^{-1}	20 ~ 25	20 ~ 25	20 ~ 25
电机总容量：减速器/kW 小车电机/kW	6.2　2.2　4	6.2　4　2.2	6.2　4　2.2
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm） 地面以上高度/mm，地面以下深度/mm	6 300 × 5 900 2 915，2 400	6 300 × 5 900 2 915，2 400	6 800 × 5 900 2 790，2 400
机器质量/kg	22 000	22 000	23 500
生产厂家	保定维尔铸机厂		

转台震实造型机用于制造中大件铸型。对装有起重设备且批量不很大的简单机械化铸工车间，一台机器可同时造上、下型，生产多种铸件。载型小车装有横向辊道，因而可以组成机械化流水线，适应机械化铸造车间的需要。

本系列机器的震实气缸由十个弹簧支承在机座上，震击力通过弹簧传到机座和基础上，从而减轻了震击时对周围环境的影响。

（2）翻台震实造型机

1）原理及特点　翻台的方法见图 4.3-3。当型砂紧实后，砂箱连同模板用翻台机构翻转 180°，置于接箱台上。为了从砂箱中起出模样，翻台机构在起模时不动，接箱台则作直线垂直运动，从而使模样起出。翻台式起模方法用于有较大吊砂块的造型，可防止砂块在起模中崩裂和掉砂。但由于增加附加时间，降低了生产率。

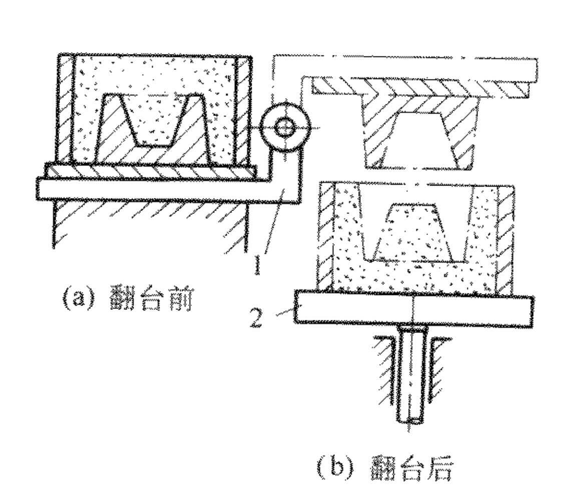
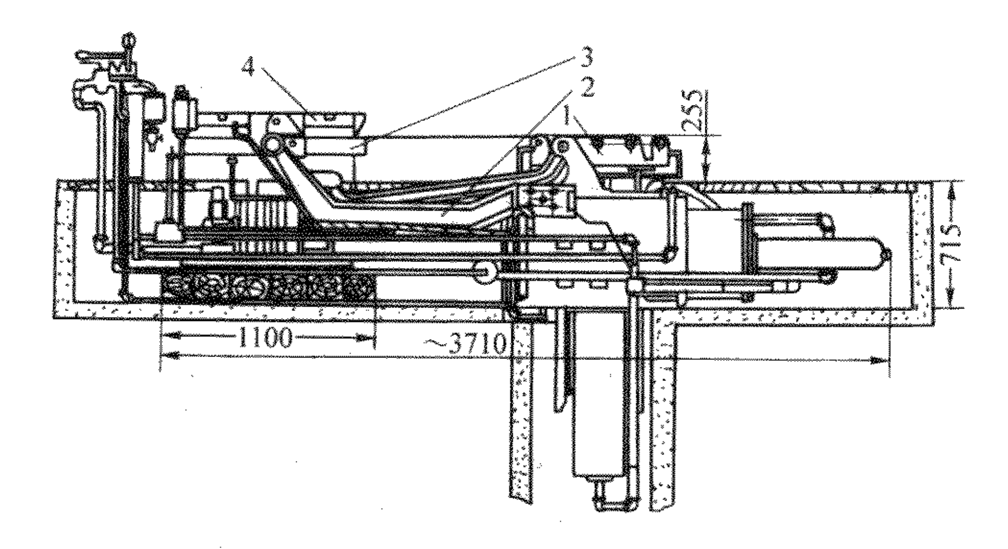


图 4.3-3　翻台机构工作简图
1—翻台；2—接箱台

该类设备震击力可调，不同大小的铸型均能得到所需的型砂紧实度。

2）技术规格及适用范围　翻台震实造型机适用于中等机械化铸工车间造型。特别适宜制造复杂铸件（如机床床身、柴油机件等）的铸型。

Z2310 翻台震实式造型机见图 4.3-4。翻台震实式造型机技术规格见表 4.3-3。



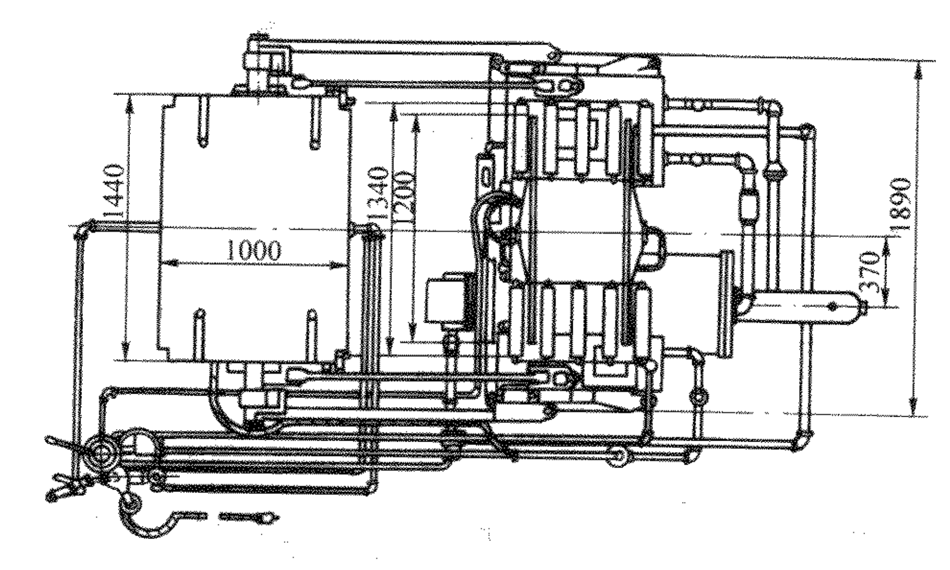


图 4.3-4　Z2310 翻台震实式造型机
1—接箱台；2—回转杆；3—震击机构；4—翻台

表 4.3-3　翻台震实式造型机技术规格

技术参数 ╲ 型号	Z2310	Z2320	Z2330
砂箱尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	1 000 × 800 × 400	2 600 × 1 200 × 600	3 000 × 1 500 × 500
翻台台面尺寸（长/mm）×（宽/mm）	1 400 × 1 000	3 000 × 1 250	3 340 × 1 700

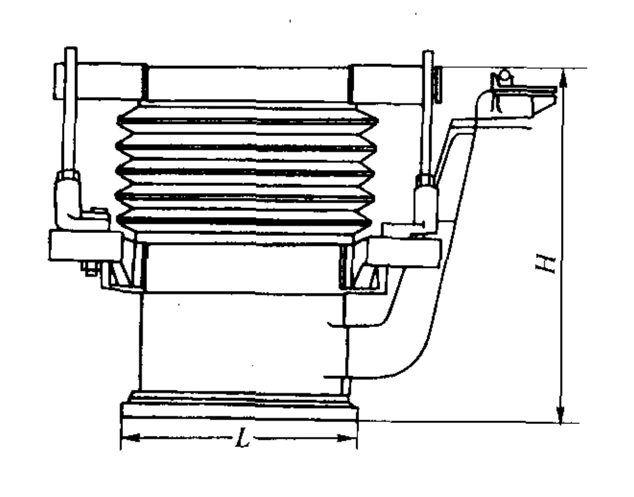
续表 4.3-3

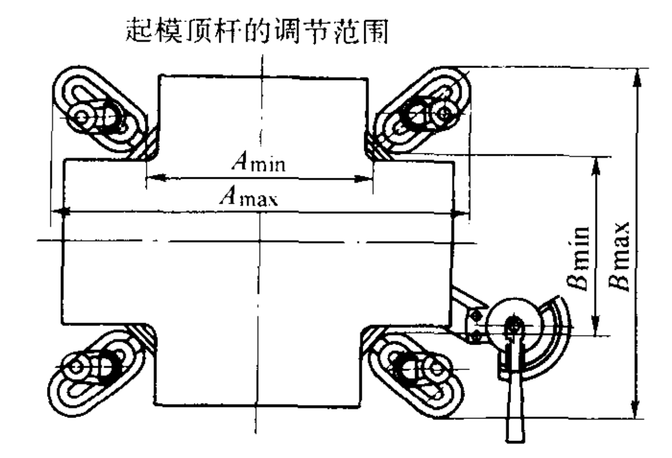
技术参数 \ 型号	Z2310	Z2320	Z2330
翻转后翻台下面距地面高度/mm	1 105	—	1 970
辊道距离地面高度/mm	255	—	485
翻转后翻台下面到辊道踏面距离/mm	850	—	1 485
起模台最大行程/mm	800	—	1 430
在 0.6 MPa 气压时最大起重量/kg（包括模板、型砂、砂箱及模样等）	1 350	—	8 000
造一箱所消耗的自由空气量/m^3·型$^{-1}$	2	—	20
气缸（震实气缸、起模液压缸、翻转液压缸）直径/mm	ϕ330、ϕ200、ϕ460	—	—
全部机械化时机器的生产率/型·h^{-1}	15 ~ 20	10 ~ 15	8 ~ 10
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	3 710 × 2 087 × 3 244	4 930 × 4 014 × 4 963	7 500 × 5 700 × 4 000（地上：2 170；地下：1 830）
压缩空气工作压力/MPa	0.6 ~ 0.7	0.5	0.6 ~ 0.7
机器最高点距地面高度/mm	1 520	—	2 170
机器质量/kg	6 800	19 000	45 000
生产厂家	保定维尔铸机	苏州铸机	保定维尔铸机

除了常用的转台和翻台震实式造型机外，青岛新东机械有限公司生产 TL—18 型顶杆起模式震击造型机。该机虽为小型造型机，但震击力比较大，用途广，最适于造不需要翻转起模的上型，但也可用于造下型。它比翻转起模式的效率高。

TL—18 型顶杆起模震击造型机工作台的四边完全开放，各种作业非常方便，且可以根据操作情况设定其安装高度。因为操纵阀与本体分开，单独成套设置，所以可以根据操作情况另外制造适宜的支架，便能够把它安装在任意位置。同时，它的起模顶杆可在大范围内进行调整，以适应正方形、长方形或圆形砂箱。该机结构坚固、防尘、简单，相对运动部位少，故障低，设备开动率高。

TL—18 顶杆起模式震击造型机外形如图 4.3-5 所示。主要技术参数见表 4.3-4。





型号	A_{min}/mm	A_{max}/mm	B_{min}/mm	B_{max}/mm
TL-18	450	800	350	700

图 4.3-5　TL—18 顶杆起模震击造型机

表 4.3-4　TL—18 型顶杆起模式震击造型机技术规格

型　号		TL—18
工作台尺寸（长/mm）×（宽/mm）		650 × 750
震击力/N		5 000
起模行程/mm		100 ~ 180
压缩空气工作压力/MPa		0.6（震击时间 10 s）
起模用振动器/mm		ϕ30 × 2
连接管直径/mm		ϕ25.4
机体尺寸（见图 4.3-5）	H/mm	700
	L/mm	460

1.3　震压造型机

带有辅助压实机构的震实造型机简称为震压造型机。由于它能使砂箱上部型砂得到紧实，工艺性能较好，多使用于中小型砂箱的造型。同时，由于机构比较简单，生产效率较高，价格也相对便宜，因此在国内许多中小铸造厂使用广泛。

1.3.1　工作原理及主要结构

1）工作原理　震压造型机是在震实式造型机上附有气动辅助压实机构，震实后采用压实机构进行补充压实，提高

砂型整体紧实度和均匀性。

2）主要结构　震压式造型机主要由震实造型机和辅助压实机构等组成。

1.3.2　震压造型机类型

震压造型机分脱箱震压造型机和顶箱震压造型机两种。

（1）脱箱震压造型机

我国生产的 Z12 系列造型机属于脱箱震压造型机。由于采用脱箱造型，没有起模机构，翻箱和起模都由人工操作，因此此类造型机造出的砂型较小，用来生产小型铸件，特别适用于铸件重量小，厚度也小的铸件。

1）原理及特点　脱箱震压造型机的震实及压实机构组件见图 4.3-6。

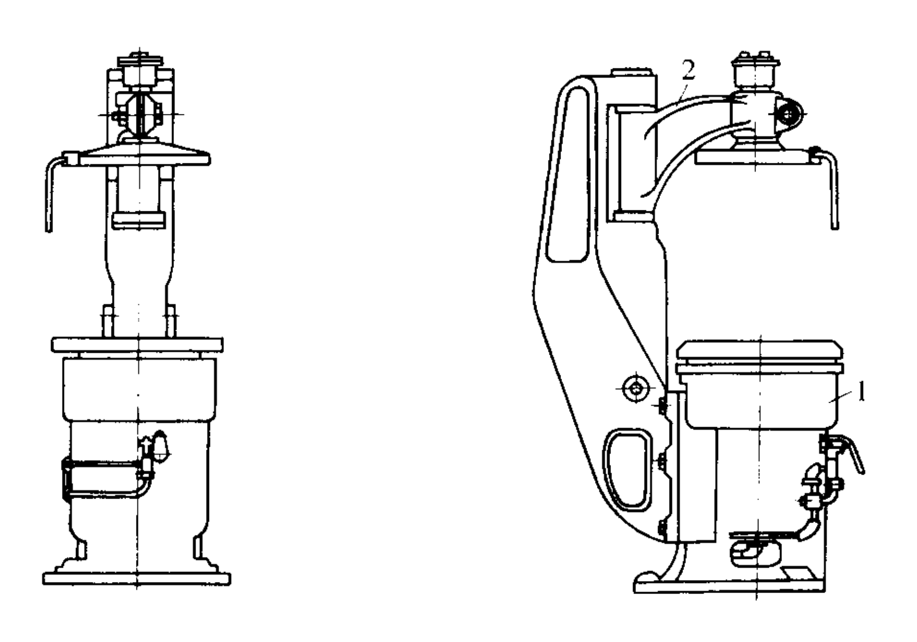


图 4.3-6　脱箱震压造型机的震实及压实机构组件简图
1—震实压实机构；2—横臂

脱箱震压造型机主要由震实—压实机构、横臂和管路系统组成（见图 4.3-6 和图 4.3-8）：

① 工作原理　造型机工作过程分二个阶段（见图 4.3-7）。

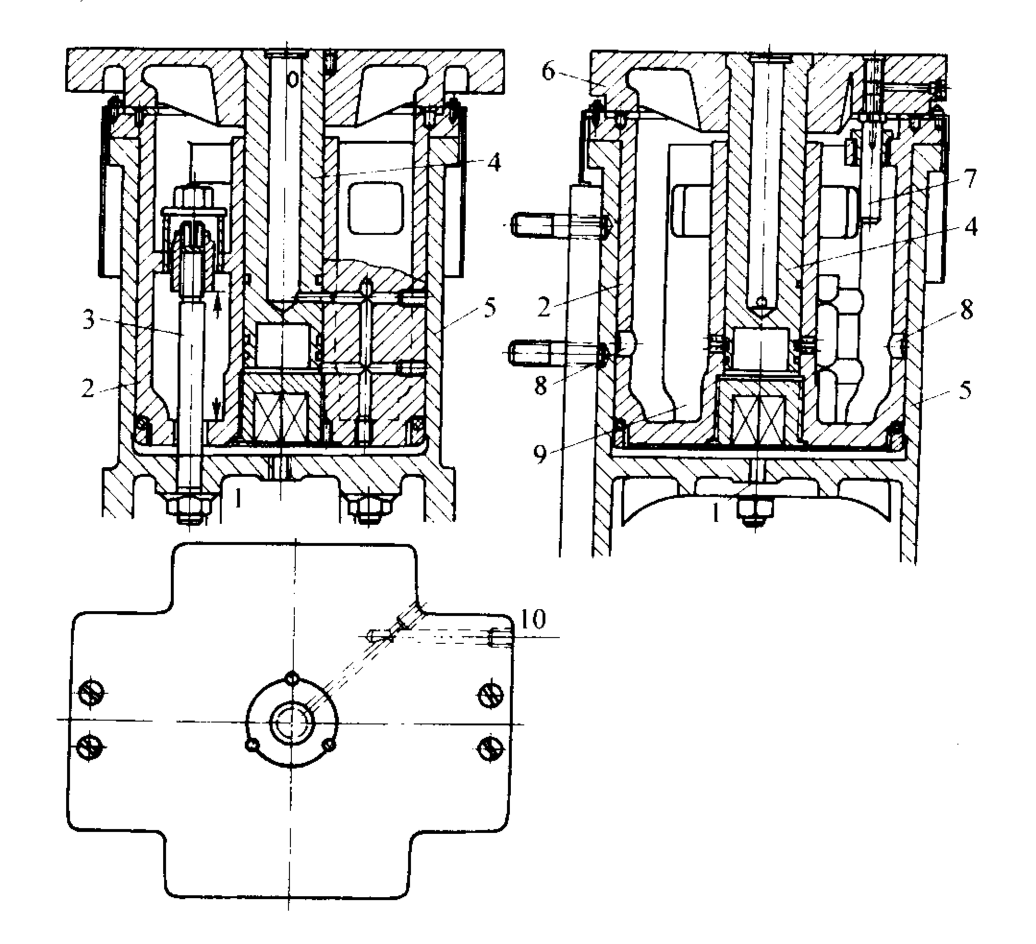


图 4.3-7　脱箱震压式造型机的震实及压实机构简图
1—压实气缸空气入口；2—压实活塞；3—压实活塞导杆；
4—震击活塞；5—压实气缸；6—台面；7—台面导杆；
8—压实气缸润滑孔；9—震实气缸排气孔；10—震实气缸空气入口

a）震实阶段　压缩空气经管路系统从震实气缸空气入口 10 进入震击活塞 4，再经震击活塞通气孔经压实活塞 2 通气管路进入震击活塞下端面，迅速将震击活塞顶起。震击活塞在上升过程将进气口堵死，压缩空气停止进入。当震击活塞继续上升至排气口时，震击活塞靠自重落下，产生震击，从而完成了震实过程。多次反复的震击使型砂得到了紧实。

b）压实阶段　震实阶段完成后，通过操纵管路系统上的阀门，压缩空气从压实缸空气入口进入压实气缸 5，压实活塞将工作台上的砂箱举起。当已得到震实的砂型上面与横臂上的压板接触时，借助压实活塞的继续举升使砂型被进一步压实，从而完成了压实阶段。

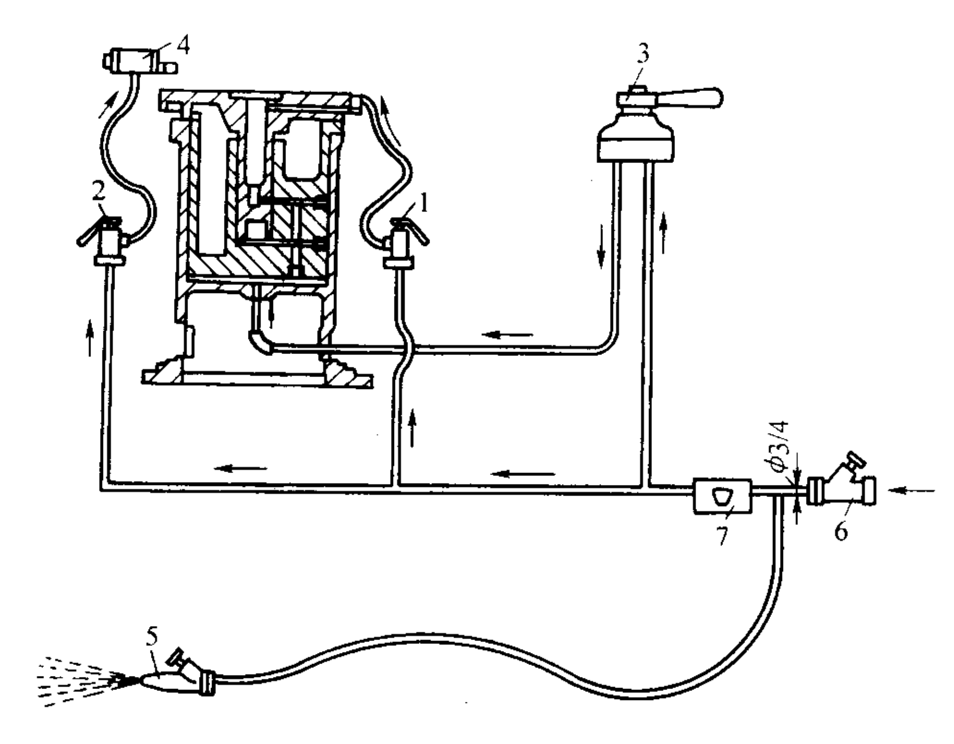


图 4.3-8　脱箱震压造型机管路系统图
1—震击机构的膝盖阀；2—振动器的膝盖阀；3—压实气缸控制阀；
4—振动器；5—吹砂嘴；6—调节阀；7—气动润滑系统

② 特点

a）由于采用脱箱造型，因而节省了砂箱等工装费用。

b）由于有辅助压实机构，生产率较高，维修方便，适合中小型砂箱造型。同时，如果单台设置可用于单件小批量生产，数台造型机则可组成造型线进行成批量生产，适应性强。

c）经过长时间使用和改进，各种各样改进型脱箱震压造型机不断出现。例如，Z124C 脱箱震压造型机采用双面模板脱箱造型小批量生产小铸件的上下铸型；设备采用箱式结构，使之具有良好的防尘和润滑装置；转臂采用手推转动方式，动作迅速平稳；带有一套翻箱机构，能有效减轻工人劳动强度。F 型系列脱箱震压造型机高压实力和大震击行程相结合，从而可获得高精度砂型；采用橡胶缓冲垫，减少了噪声。

2）技术规格及适应范围　Z124A 脱箱震压造型机外形见图 4.3-9。脱箱震压造型机主要技术规格及适应范围见表 4.3-5。

（2）顶箱震压造型机

顶箱震压造型机由震击机构、压实机构、起模机构和管路控制系统等组成。震实和压实原理与脱箱震压造型机基本相同，同样通过气动震击和压实使型砂得到紧实，但压头有回转式和移动式两种。所有机器均设有起模机构和震击缓冲机构。

型砂紧实后，专设的顶箱机构将砂箱顶起。此时由于型板固定在工作台上不能随砂箱一同运动，从而使模样取出。

用顶杆顶箱起模工作原理如图 4.3-10 所示。在造型机对应于砂箱四角的位置有孔或缺口以通过顶箱机构。

图 4.3-11 表示当机器紧砂时顶箱机构不动，紧砂后用杠杆机构将砂箱顶起，从而实现起模。

某些造型机采用紧实型砂后砂箱不动而将模板下降的方法，同样也实现起模目的，此种回程起模机构实质上也属顶箱起模造型机。

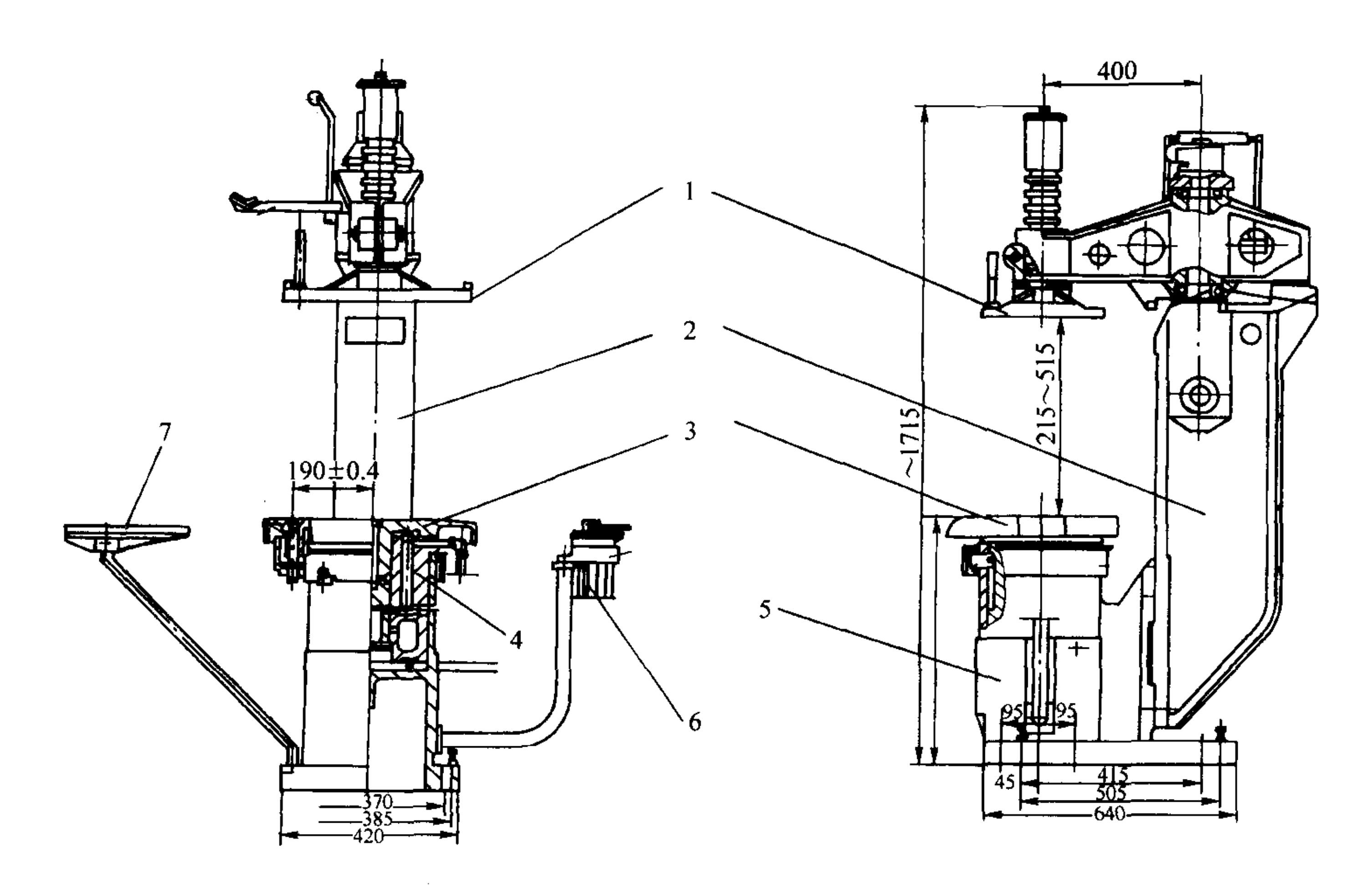


图4.3-9 Z124A脱箱震压造型机外形图
1—压板；2—立柱；3—工作台；4—震击活塞；5—压实气缸；6—空气分配阀；7—托盘

表4.3-5 脱箱震压式造型机主要技术规格、特点及适用范围

技术参数 \ 型号	Z124	Z124A	Z124B	Z124C	F—1A	F—2A
生产率/型·h⁻¹	—	40~60	40~60	40~60	—	—
砂箱内尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	400×300×150	400×300×150	400×300×150	400×300×150	工作台：450×520	工作台：485×580
震实台台面到压砂平板间距离/mm	215~515	215~515	215~515	215~515	100上下可调	
震实气缸直径/mm	φ81.8	φ81.8	φ81.8	φ81.8	—	—
压实最大行程/mm	130	130	130	130	130	130
压缩空气工作压力/MPa	0.7~0.8	0.5~0.7	0.5~0.7	0.5~0.7	0.56	0.56
压实气缸直径/mm	φ250	φ260	φ260	φ260	—	—
起模行程/mm	—	—	—	50	—	—
自由空气耗量/m³·型⁻¹	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.4
有效负荷/N	—	—	—	—	—	—
压实力/kN	—	—	—	—	30	43
机器外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	950×1 300×1 750	—	—	—	—	—
造型机特点	①机座、机身、转架结构一体；②震实部分与机体联接简单	①不带翻箱机构；②没有起模机构；③由手柄操作	膝盖阀操作	①带翻箱机构；②环形气垫微震，震击可调；③箱形机身；④有起模机构	①高压实力和大震击行程相结合；②橡胶缓冲垫，噪声低；③设有压实压力表，可调压力；④注油管在主柱侧面	
机器质量/kg	800	751	751	760	—	—
适用范围	轻纺、缝纫机等行业	轻纺、缝纫机等行业	轻纺、缝纫等行业	轻纺、缝纫等行业		
生产厂家	保定金丰铸机	保定维尔铸机厂	保定维尔铸机厂	保定维尔铸机厂	青岛新东	青岛新东

对于复杂起模极为困难的模样，为了使铸型不受损坏，采用模样上附加一漏板（见 4.3-12）。此处漏板在起模时起支撑型砂、避免掉砂的作用。图 4.3-11 顶箱起模机构的漏模起模过程。可以说，采用顶起砂箱方法为上漏法起模，而回程起模则为下漏法起模。

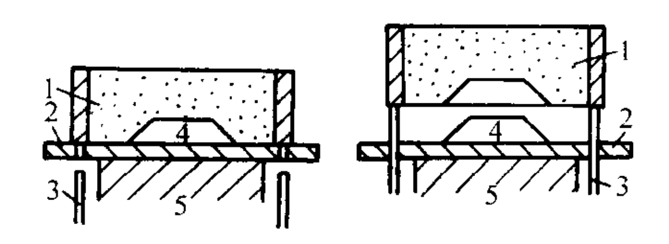


图 4.3-10　顶箱法简图

1—砂箱；2—模底板；3—顶杆；4—模样；5—造型机工作台

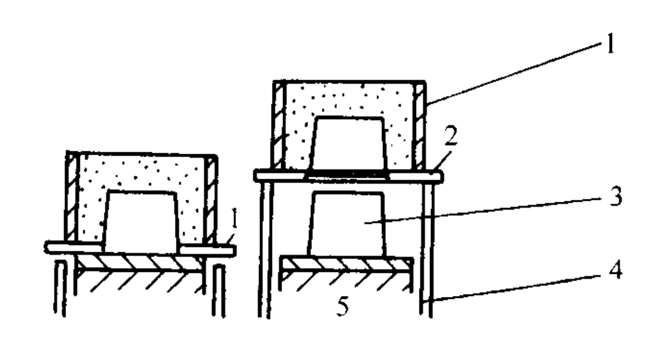


图 4.3-11　顶箱起模示意图

1—砂箱；2—漏板；3—模样；4—顶杆；5—造型机工作台

(a) 造型　(b) 起模

图 4.3-12　下漏模起模示意图

1—模型的不动部分；2—漏板；3—漏模部分

1）原理　我国生产的顶箱震压造型机主要有 Z145 和 Z148 两种型号。

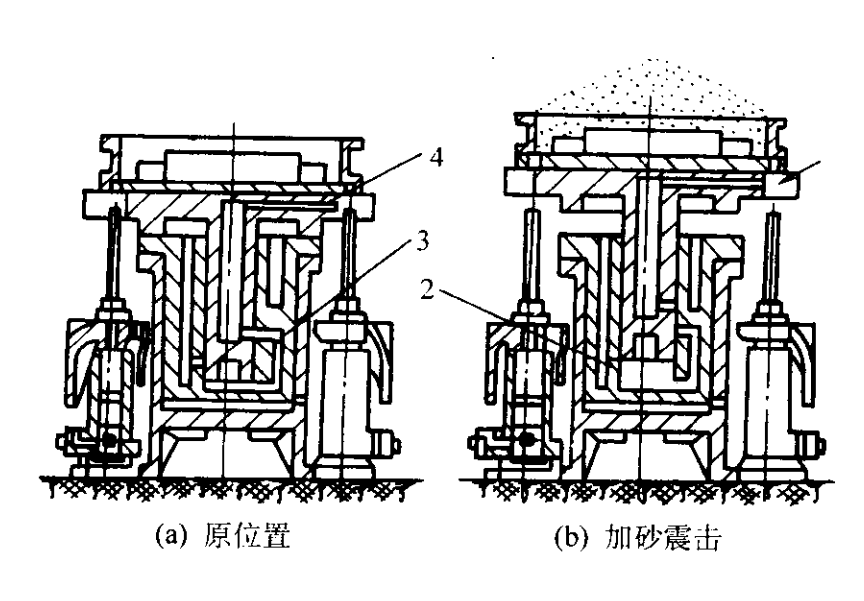
Z145 顶箱震压造型机的砂箱尺寸一般为 500 mm × 400 mm × 200 mm，工作过程如图 4.3-13 所示。

① 放入砂箱，向砂箱内填砂。

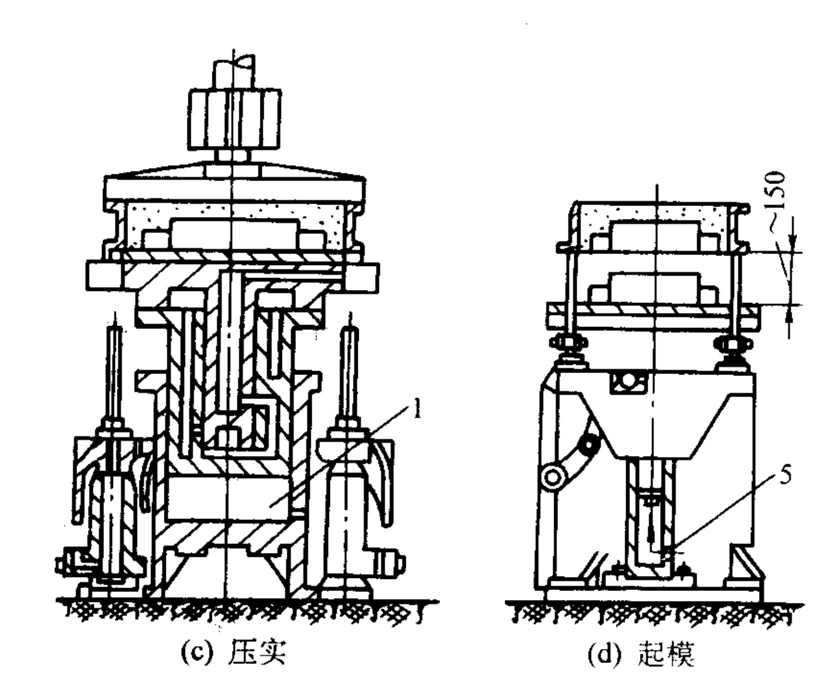
② 震实型砂。压缩空气进入震击活塞，将工作台及砂箱举起，震压活塞上升至排气孔后下降，如此反复使型砂紧实。

③ 压缩空气从压实缸底部进入，压实活塞上升，型砂被上面的压头压实。

④ 压缩空气使起模机构顶起，实现起模。



(a) 原位置　(b) 加砂震击



(c) 压实　(d) 起模

图 4.3-13　Z145 顶箱震压造型机工作过程

1—压实缸；2—震击活塞；3—限止器；4—工作台；5—起模缸

Z148 系列顶箱震压造型机的工作过程见图 4.3-14a ~ g，工作过程是：

①型砂填入砂箱内。②对型砂进行震实。③横臂转到砂箱上方，压缩空气进入压实缸将型砂压实。④关闭油门，固定顶箱机构，砂箱被起模顶杆支持。⑤工作台下降，砂箱不动进行起模。⑥砂箱经过辊道被取走。⑦工作台复位。

2）特点

① 顶箱震压造型机均采用气动进行震击和压实，且为高频率低振幅的微震形式。

② 设有缓冲机构。

③ 结构较简单，操作方便，维修容易，价格较低。

由于顶箱震压造型机具有上述特点，因而在国内中小铸造厂使用普遍。其中 Z145Ⅰ－Z145Ⅲ系列顶箱震压造型机的结构见图 4.3-15。砂箱尺寸有 600 mm × 400 mm × 250/300 mm、850 mm × 475 mm × 250 mm 等。

1.4　中低压压实造型机

采用压力使辅助框内的型砂压入砂箱而使型砂得到紧实的方法的造型机为压实式造型机。所谓中低压压实造型机主要用于区别高压造型机。一般情况下，中低压压实造型机采用的压力为 0.25 ~ 0.9 MPa，达到的比压（单位砂箱面积所受到的压实力）为 0.3 ~ 0.6 MPa。而高压造型采用的压力（多利用液压技术）高得多，比压可达 1.0 ~ 1.5 MPa（通常把比压 0.7 MPa 作为高压造型的下限）。

1.4.1　压实造型机的类型及工作原理

压实式造型机可以分为上压式和下压式两种。

图 4.3-16 为上压式与下压式压实造型机工作原理简图。上压式造型机（见图 4.3-16a）的紧实型砂方法是用压头 6 将砂箱 3 上面辅助框 4 内的型砂向下压入砂箱内，从而使型砂得到紧实。用这种方式得到的型砂紧实度分布不均，靠近压头紧实度高，而靠近模样表面的紧实度较小，砂箱高度越高则紧实度差异越大。

下压式造型机（见图 4.3-16b）的紧实型砂的方法是由于压实活塞的上升将辅助框内的型砂压入砂箱，从而使型砂得到紧实。用这种方法得到的型砂紧实度比较均匀，但由于压实的过程机构必须对得准确，其模板的尺寸也不易改变，故在实际生产中仅适合低砂箱砂型的大量生产。

(a) 填砂　(b) 震实　(c) 压实

(d) 准备起模　(e) 起模

(f) 取出砂箱　(g) 复位

图 4.3-14　Z148 顶箱震压造型机的造型过程

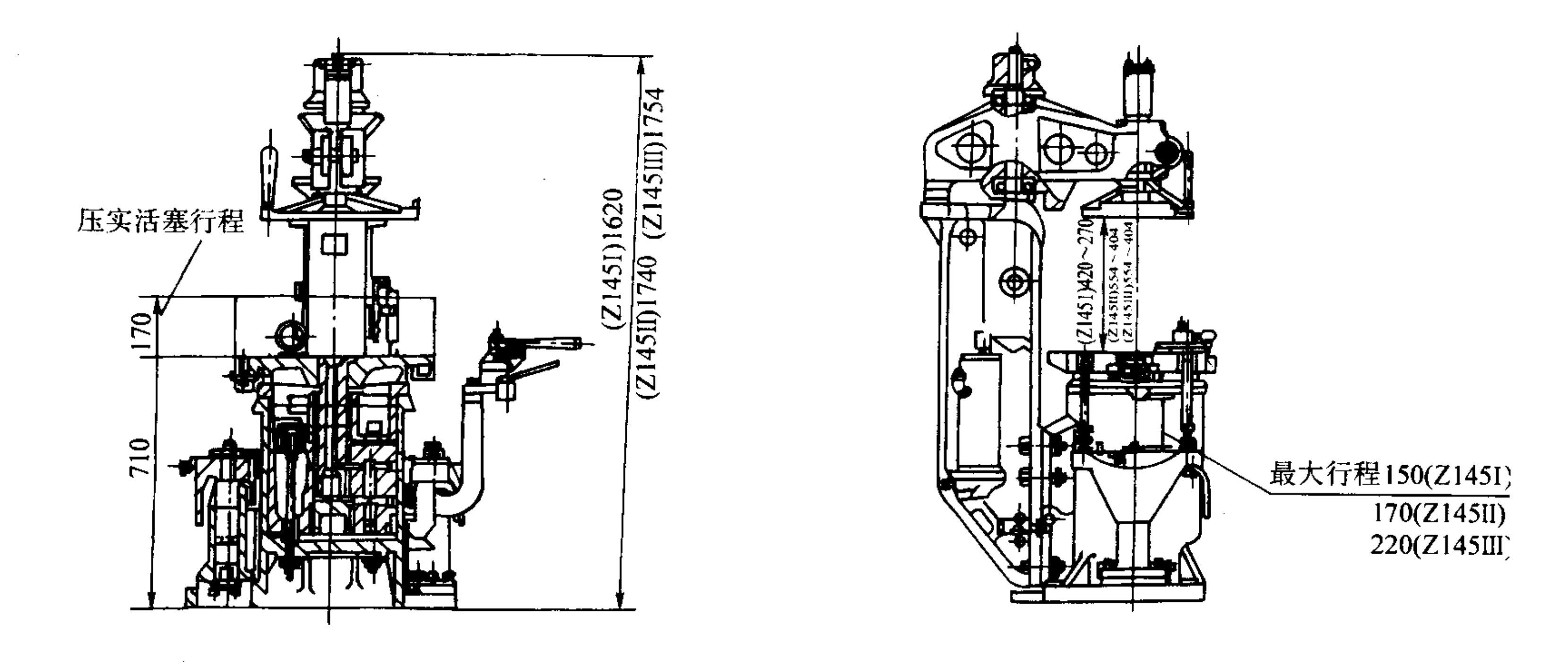


图 4.3-15　Z145Ⅰ－Z145Ⅲ气动微震压实造型机结构

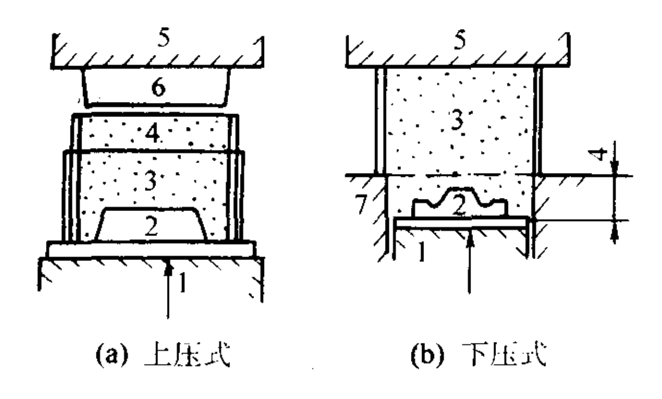


图 4.3-16　上压式和下压式造型工作原理图
1—压实台；2—型板；3—砂箱；4—辅助框；
5—横臂；6—压头；7—机器固定台面

1.4.2　中低压压实造型机的特点及适用范围

1）特点　实践表明，中低压压实造型机造出的铸型不但沿砂箱高度上紧实度分布不均匀，而且由于模样有一定高度，使砂箱各部分砂层厚度不同，在压实过程中，这些不同厚度的型砂却受到同样的压缩行程，使得模样顶部型砂受压缩的程度比四周大，紧实度高，而四周则紧实度低。此种水平面上紧实度的不均随着模样高度的增加而加剧，显然不能满足工艺要求。

为了克服上述缺点，对成批生产单一品种铸型时，可采用成形压头（见图 4.3-17）来解决。也有的采用橡皮膜加压法造型（见图 4.3-18），因为橡皮膜可以看作自动适应模样形状的成形压头，可使砂箱各部分紧实度均匀。

2）适用范围　尽管中低压压实法为了克服型砂紧实度不均匀问题而采取了许多措施，但仍不能完全使砂型紧实度均匀。当模样很高、特别是模样顶面具有很大平面时，采用压实式造型机是不适当的。另外，由于压实所需总压力取决于砂箱内框面积，当砂箱很大时，所需总压力也很大，这就意味着造型机结构很笨重。因此压实法只适用于较小砂箱且模样高度不高的造型。

由于中低压压实法存在上述问题，因而限制了它的使用，国内很少有铸机厂生产此类造型机，而逐渐被高压造型法所代替。

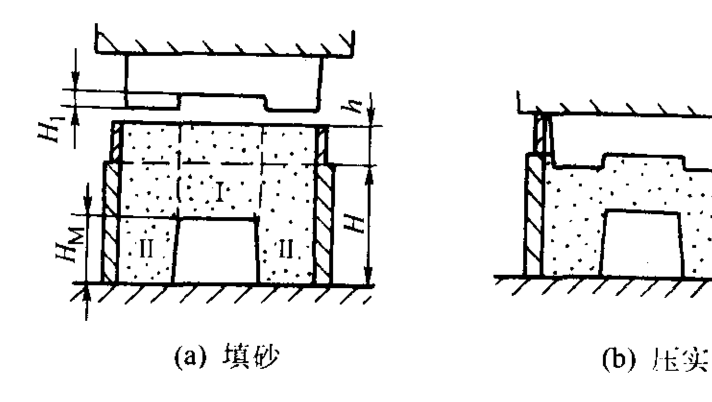


图 4.3-17　用成形压头压实简图
H—砂箱高度；h—辅助框高度；
H_1—凹穴深度；H_M—模样高度

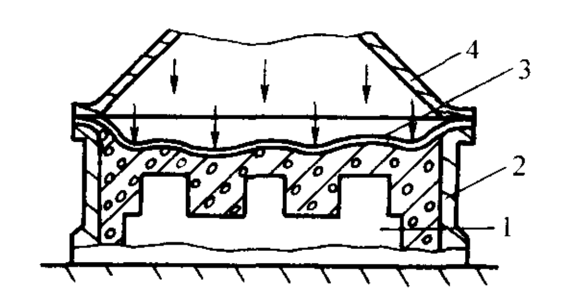


图 4.3-18　橡皮膜加压法造型简图
1—模样；2—砂箱；3—橡皮膜；4—压头

1.5　高压造型机

压实式造型机随着压实力的提高，砂型的紧实度也会随着提高。采用高压造型，可以达到较高的比压，铸型的刚性好，从而可获得精密和光洁度高的铸件。

1.5.1　原理及特点

随着液压技术的发展，采用较高的压力，使单位砂箱面积所受到的压力（即俗称“比压”）达到 0.70 MPa 以上（一般比压采用 1.3 MPa 左右）的造型方法即为高压造型法。用这种造型的机器为高压造型机。

为了提高砂型的紧实度和均匀性，高压造型机除了采用高比压以外，还配合浮动的多触头压头（有主动式和被动式两种）。另外，高压造型机在压实时多采用微震，用以增加型砂的流动性，进一步改善型砂紧实度的分布，并缩短压实时间。

1.5.2　技术规格及适用范围

高压造型机适用于大尺寸的砂箱造型，生产缸体、缸盖及其他铸件。相对于震实法造型和震压法造型，由于压实时间很短，所以其生产率也高。这种造型机还被广泛组成自动线进行大批量流水生产。

20 世纪 60 年代和 70 年代，高压造型机被国内外广泛应用。80 年代则逐渐被气冲造型所代替。尽管目前又掀起静压造型热潮，但至今国内仍有许多铸造厂，在汽车、拖拉机、缝纫机等行业大批量流水生产线中大量采用高压造型机。但是在新建铸造厂或对造型线主机进行更新时，已不再选用高压造型机。

国外生产高压造型机（线）的有：日本三菱公司和新东公司、美国 CE 公司、德国 KW 公司、原德国 BMD 公司和原瑞士 GF 公司等。国内则有苏州铸机厂、济南铸锻研究所及一些大型企业等。

为了克服高压造型砂型紧实度不均匀等缺点，德国 KW 公司生产负压加砂高压造型机。其最大特点是在负压状态下完成加砂和压实，使得加砂均匀，并得到一定紧实。经压实后其铸型硬度高且均匀，型腔立面的上下部硬度差别不大，铸型也无回弹现象。

其次，意大利 SAVELLI 公司生产的内紧实造型机也有很大的优越性，造型过程如下（见图 4.3-19）：

1）造型机原位　砂箱进入，定量斗有型砂。

2）工作台上升，模板、辅助框和砂箱被举起与加砂口接触，此时辅助框处于模板与砂箱之间。

3）打开百叶窗，重力加砂。

4）多触头进入（此时加砂溜槽离位），工作台上升加压，模板压入辅助框内至与砂箱平齐。

5）模板砂箱不动，多触头向下压实。

6）工作台下降，起模。

1.5.3　高压造型的缺点

采用高压造型的高压造型机虽然配以多触头压实和压实微震等措施，以期进一步提高砂型紧实度和均匀性。但是高压造型仍存在一些问题：

1）紧实度分布仍不够均匀，特别是对于高低差异较大的复杂模样，多触头难以伸入模样的深凹处压实型砂。

2）与多触头接触的砂型虽然硬度很高，但却降低了砂型的透气性，增加了工艺上排气设计的难度（排气针的位置设计还受多触头的限制），铸件产生气孔缺陷的趋势也增加。

3）虽然比压越高，砂型的紧实度越高，但过高的比压却引起较严重的起模回弹，砂型的残余应力大，起模难度大，废型率增加。

4）造型机有震击机构，数十个多触头和压力较高的液压系统，使造型机显得庞大复杂，投资大，维修费用增加。

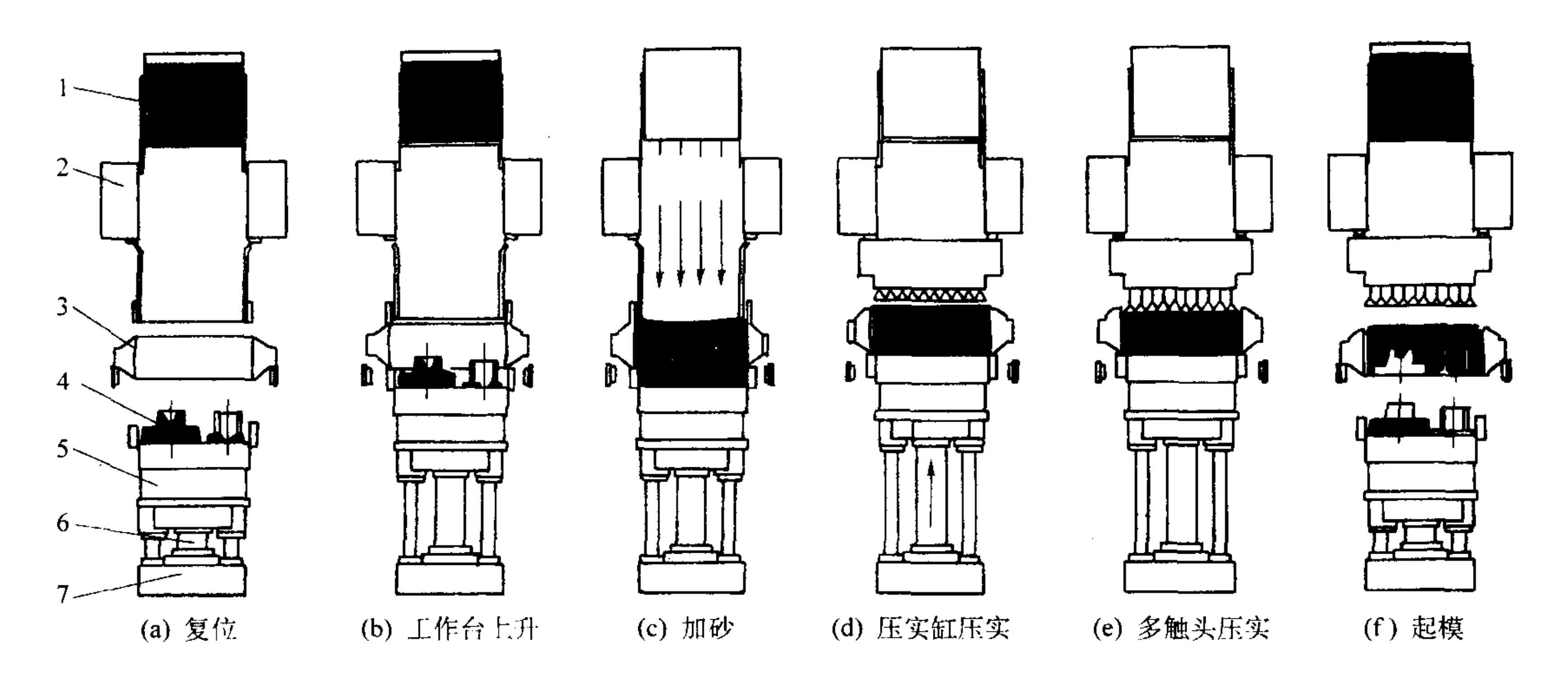


图4.3-19 内紧实高压造型机造型过程简图（SAVELLI）

1—定量斗；2—横梁；3—砂箱；4—模样；5—工作台；6—举升压实缸；7—底座

正因为高压造型存在上述种种缺点，阻碍了高压造型机继续发展，并逐步被气冲造型和静压造型等新的造型工艺所代替。

1.5.4 水平分型脱箱压实造型机

水平分型脱箱压实造型机是压实造型机中的一种，它采用重力加砂压实的方法紧实型砂。目前，国内主要生产厂家是济南铸锻研究所和苏州铸机厂生产的Z325、Z326和Z327三个型号，国外则主要是美国亨特（HUNTER）公司。

(1) 主要结构、特点及适用范围

水平分型脱箱压实造型机由机架、砂斗、加砂机构、压实机构、压头座车、底板进给机构、翻转机构及控制系统等组成。压实和脱箱分开二个工位，盖箱设有胀角器，座箱装有振动器和模板加热器。加砂机构配有松砂机和导砂板，工作台球面浮动，中压液压顶升压实。

水平分型脱箱压实造型机造出的砂型硬度均匀，紧实度中等。它常配上转盘式砂型输送系统或直线式砂型输送系统组成自动造型线。目前，它被广泛用于汽车、电力、纺织、冶金、机械制造、五金工具、水暖器材等各个行业。铸造材质有铸钢、灰铸铁、球墨铸铁、可锻铸铁、铸造非铁合金等，适合中小型铸件多品种、多批量生产。

1964年美国亨特公司研制成功水平分型脱箱压实造型机。该种造型机已被世界铸造厂广泛使用，至今已售出1 600多条。较早的E系列产品具有高效的吹下箱系统、高速自动下芯、快速更换模板和就地联网能力等特点。E系列造型机技术规格见表4.3-6。

近年来，美国亨特公司对其产品不断改进，已在HMP—E系列第五代产品的基础上相继推出了最新型的HMP—G、H系列。与之配套的铸型输送系统由HSL、HSR、HV型单层、双层、多层转盘式铸型输送系统，发展到HLH型双层单列、双列、三列、四列直线式铸型输送系统。

最新的HMP—G、H系列自动造型机具有如下特点：

1) 采用高压、高紧实度水平分型造型工艺，工艺性能好，适用性更强。

2) 型砂经过特殊的高速转棒均匀地抛在震动的模板上，对模板的磨损小，由于采用这种重力加砂工艺，对模板材质和型砂的要求也低。

3) 生产效率高，最高可达200型/h。

4) 砂型高度可调，以适应中小铸件的生产。

5) 采用更多的新技术，例如采用大马力、高性能、低噪声的液压泵，增加了砂型硬度，提高了型腔内壁硬度的均匀度；操作员可在触摸式显示器上直接选择起模及合模速度，以及压实力；具有特殊的模板预填砂功能，以便造深孔及增加吊砂强度等。

6) 下芯在循环周期内自动完成，下芯机可以装在机器的任何一侧 。

7) 布线灵活，占地面积小，整体结构合理，安装快捷。

(2) 技术规格

美国亨特公司HMP—G、H系列水平分型脱箱压实造型机各部件简图见图4.3-20，技术规格见表4.3-6。

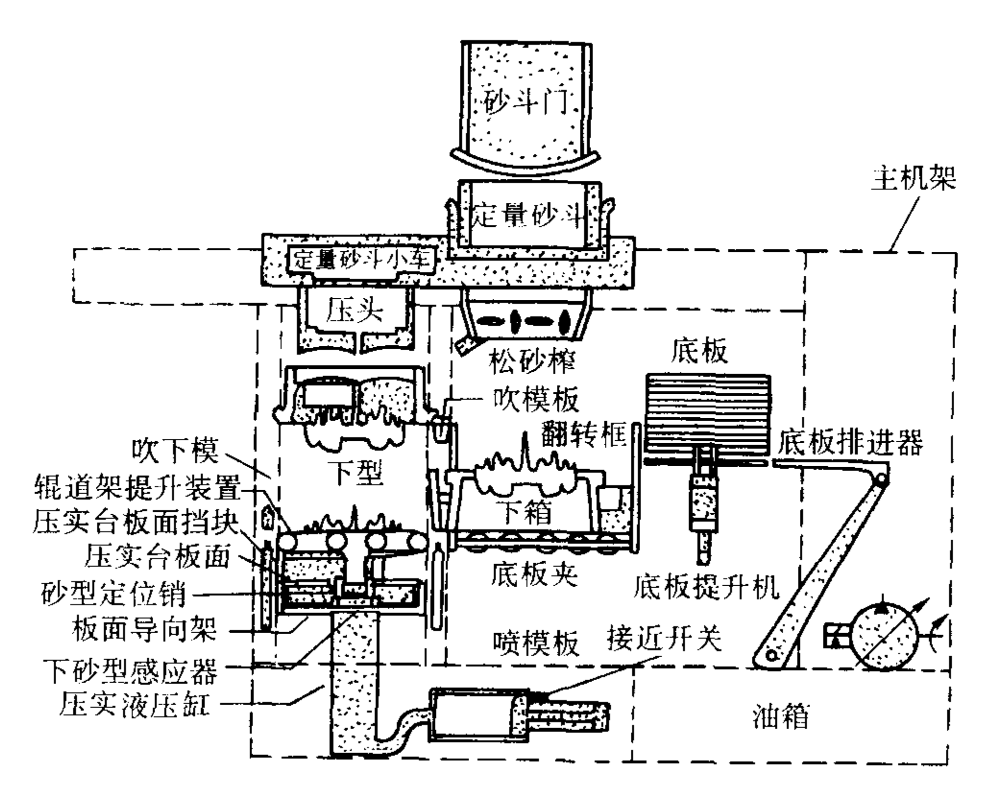


图4.3-20 美国亨特造型机各部件简图

亨特造型机的造型过程主要在翻转工位和压实工位完成，造型机每循环一次共有十六道工序，其过程分述如下：

1) 在翻转工位。下箱与其紧固一起的双面模板随叉形翻转框借助摆动液压缸翻转180°使下模板面朝上，此时松砂棒不停旋转、砂斗门打开对定量砂斗放砂然后再关闭（只限第一个下型），而此时定量砂斗小车已处右位。

2) 翻转框上的两排辊道式底板夹松开。打开定量砂斗门并起动下箱上的振动器（与此同时底板提升机上升提起底板垛，但留下最下层一块），进行下箱加砂。

3) 加砂结束后，底板推进器将下层底板向左推至下箱

表 4.3-6　HMP—G 和 H 系列水平分型脱箱压实造型机技术规格

技术参数 \ 型号		HMP—10	HMP—20	HMP—32
砂型尺寸	宽/mm	355	508	762
	长/mm	483	610	813
	高/mm（典型）	254	305（浅型）406（深型）	584
生产率（最大）/型·h^{-1}	G 系列	180	160	90
	H 系列	220	200	120
典型砂型重量/kg		68	181	544
压实表面最大压力/MPa		1.0	1.0	1.0
空气消耗量/m^3·型$^{-1}$		0.03	0.045	0.11
电力容量/kVA	G 系列	33	45	75
	H 系列	33	55	83
液压泵/马力	G 系列	20	30	60
	H 系列	20	40	60
机器外形尺寸	l/mm	3 485	3 990	5 085
	h/mm	2 950	3 180	3 990
	b/mm	1 600	1 650	1 680
生产厂家		美国 HUNTER 公司（上海亨特机械公司代理）		

注：表中生产率为无芯时的生产率。

中央（底板小于下箱内框尺寸）。底板被推动的同时将砂箱内余砂刮去。

4）再次打开砂斗门，定量斗放砂，放完砂后又关闭。

5）底板夹返回，将底板、带型砂的下箱夹紧，底板推进器向右复位。

6）翻转框连带砂之下箱和底板再反转 180°使上模板朝上，准备借助底板夹上的滚轮推出下型，而此时底板提升机也下降复位。

7）嵌在翻转框回转轴端上的下箱推出液压缸通过相互间的活络套钩结构，将模板、下箱连底板向左推离翻转框进入压实工位（此时压实工位的辊道架已上升），并将上一循环已在压实工位合型、脱箱的铸型连同底板推出压实工位至机架外的砂型储放区（此前压实台板面挡块已倒向侧支承压实台板面，其上的砂型定位销也已处于下降位置）。与此同时，定量砂斗小车也向左移使已补放型砂的定量砂斗进入压实工位。靠液压开合的上箱此时处于分开状态，且停在四根导向立柱上的四个止停螺钉形成的承托位置上。

8）压实台板面依靠四角四个导向滑块上升将底板、下型和模板升起，直至与上箱底面接触时停止。同时液压缸使上箱框合拢，并使原支撑压实台的四根挡块向外张开让路（处垂直位置），同处于下型范围内的砂型定位销此时上升伸入型砂内起下型定位作用。

9）振动器振动同时打开定量砂斗门将上箱加满砂后关闭。

10）加砂完毕定量砂斗小车右行同时将砂箱上多余砂刮掉，并使压头进入压实工位。

11）压实台连下型和具有滑块导向的上箱继续上升进行低压压实（同时振动器振动），接着进行高压压实（压实比压可事先调定，最高比压可达 1.05 MPa），同时砂斗门再次打开对定量砂斗进行放砂。

12）压实台和辊道架下降，同时振动器进行振动起模。首先上箱依靠四个止停螺钉被留在原来的承托位置上，此时由于上箱内壁有四条浅槽，故砂型留在箱内而与模样分离（即上型起模）。

13）由于辊道架已下降让路，故下箱和模板借其上的四个定位刀口槽留在四根立柱导轨上的刀口靠山上。因为下箱内壁呈一定斜度，同时支撑压实台的四根挡块已向外张开让路，使下型砂胎与下箱分离（即下型起模、脱箱）并继续下降到底。

14）辊道架上升将下箱连模板举起一定高度，被下箱推出液压缸的套钩结构钩住，并被其从辊道架上拉回翻转工位，准备开始新的下一造型循环的下箱造型，而压实工位则与之同时继续进行合型动作。

15）辊道架再下降让路进行下芯。下芯完毕压实台再度上升直至上、下型合型，然后借助液压缸开合的上箱框依对角方向分开，使上箱与上砂型分离（即上型脱箱），同时四根挡块向内提至支承位置。

16）压实台下降，将合好型的砂型降至其与四根挡块接触为止。此时砂型销也下降退出下型，辊道架再升起，等待下一循环开始时下箱推出液压缸将其推向砂型储放区。

1.6 射压造型机

射压造型机分垂直分型无箱射压造型机和水平分型无箱射压造型机两种。1963 年，丹麦 DISA 公司开始向客户提供第一条垂直射压造型机。由于该设备结构简单紧凑，不用砂箱，占地又小，且每造一个型就能产生一个整型，其生产率很高，特别适合无砂芯的造型，因此很快受到铸造行业的欢迎，到现在为止该公司已生产 1200 多台垂直分型无箱射压造型线供应全世界。2003 年，DISA 公司又推出水平分型射压造型机——DISA130 型。日本（株）光洋（KOYO）会社、日本新东工业株式会社、日本大洋铸机（株）、德国 AGM 公司、美国 B&P 公司等也先后开发出水平分型无箱射压造型机。国内则有保定维尔铸机公司、上海自丰机械厂等也生产垂直分型无箱射压造型机。国内生产水平无箱射压造型机的有无锡市华佩机械制造有限公司等。

1.6.1 垂直分型无箱射压造型机

（1）主要结构、特点及适用范围

垂直分型无箱射压造型机主要由机座、造型室、正压板和反压板、射砂机构、主液压缸、液压系统、气动系统和电气控制系统等组成。

组成造型室的主要零部件是侧框架、上下框架、耐磨底板、耐磨顶板和耐磨侧板、导柱等。在反压板上装有吹净模板的喷嘴，正反压板上还装有加热器。电气控制采用凸轮控制盘和印刷电路板，但后期已开始采用 PLC 控制技术。

DISA 公司 2002 年推出 DISA230 系列垂直分型无箱射压造型机。该机采用真空辅助填砂工艺，改善造型性能；正、反两块模板可分别在造型室中定位；正压板和反压板分别由两个液压缸对铸型进行双面挤压，从而提高了铸型的刚度，使错箱误差小于 0.1 mm。另外，机器的轴承负荷和运动部件显著减少，从而提高了设备开动率，延长使用寿命。

DISA 垂直无箱射压造型机工作过程如图 4.3-21 所示。图中 A 为正压板，B 为反正板，前后模板分别装在 A 板和 B 板上。

1）正、反压板合拢组成造型室后，压缩空气将型砂射入造型室（见图 4.3-21a）。

2）正、反压板依靠主液压缸向造型室中央挤压形成紧实度很高的砂胎（见图 4.3-21b）。

3）正、反压板夹持砂胎先同时向前移动，接着反压板

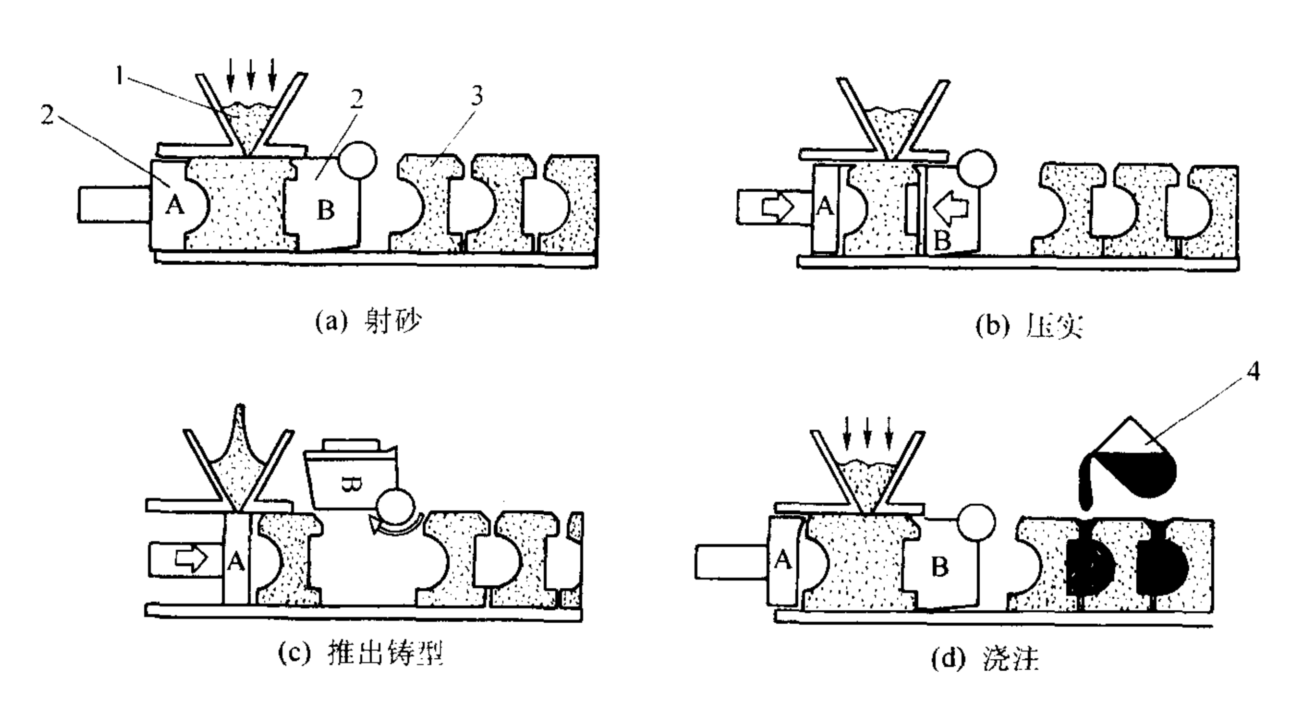
单独再向前移动起模，起模后反压板向上翻转90°离开砂胎（见图4.3-21c）。

4）正压板继续向前推送砂胎直至与前方砂胎接触，并使整个砂胎串在带有砂胎夹持器的铸工带上同步向前输送一个砂胎厚度的节距。随着正压板的返回，在同步机构的带动下反压板又下翻转到初始位置，一个造型循环结束，新的造型循环又开始（见图4.3-21d）。

垂直分型射压造型机广泛应用于汽车、缝纫机、纺织机械等行业。

（2）主要技术规格及制造厂家

DISA垂直分型无箱射压造型机技术规格见表4.3-7。DISA2013MK5造型机外形简图见图4.3-22。



(a) 射砂　(b) 压实　(c) 推出铸型　(d) 浇注

图4.3-21 垂直分型无箱射压造型机工作简图

1—定量砂斗；2—压板；3—铸型；4—浇注包

表4.3-7 DISA垂直分型无箱射压造型机技术规格

型号		2110	2013			2120			2130			2070		2300			
			LP	MKS													
		A	A	A	B	A	B	C	A	B	C	A	B	A	B	C	X
铸型尺寸	高/mm	400	480	480	535	650	600	650	650	600	650	700	800	480	535	550	535
	宽/mm	500	600	600	650	730	750	850	730	775	850	950	950	600	650	675	750
	厚/mm	100/315	120/330	120/330	120/360	200/475	200/475	200/475	200/475	200/475	200/475	200/560	250/620	120/495	120/405	120/405	120/405
设计生产率/型·h^{-1}	无芯	●	●	●		●			●			●		●	●	●	●
		205	200	370	350	200	200	200	368	368	368	250	245	550	500	500	500
	有芯	185	200	355	330	200	200	200	345	345	345	250	235	440	440	440	420
铸型传送系统长度（max）/m		47	18	86.5	86.5	115	115	115	115	115	115	74	74	86.5	86.5	86.5	86.5
冷却时间最大/min		●	●	●		●			●			●		●	●	●	●
		61	24	75	80	110	110	110	60	60	60	45	45	51	51	51	53
砂消耗量/t·h^{-1}		●	●	●		●			●			●		●	●	●	●
		12.5	17	32	37	40	40	48	80	80	96	106	122	70	84	91	102
能量消耗/kW		13	16	60	60	40	40	40	90	90	90	85	85	55	55	55	55
压缩空气消耗量/m^3·h^{-1}		3.2	3.7	8	8	18	18	18	25	25	25	18	20	9	10	11	12
水消耗量（15℃时）/L·min^{-1}		40	12	46	46	40	40	40	80	80	80	75	75	28	28	28	28
备注		●在铸型厚度为200 mm时	●在铸型厚度为200 mm时			●在铸型厚度为300 mm时			●在铸型厚度为300 mm时			●在铸型厚度为400 mm时		●在铸型厚度为200 mm时			

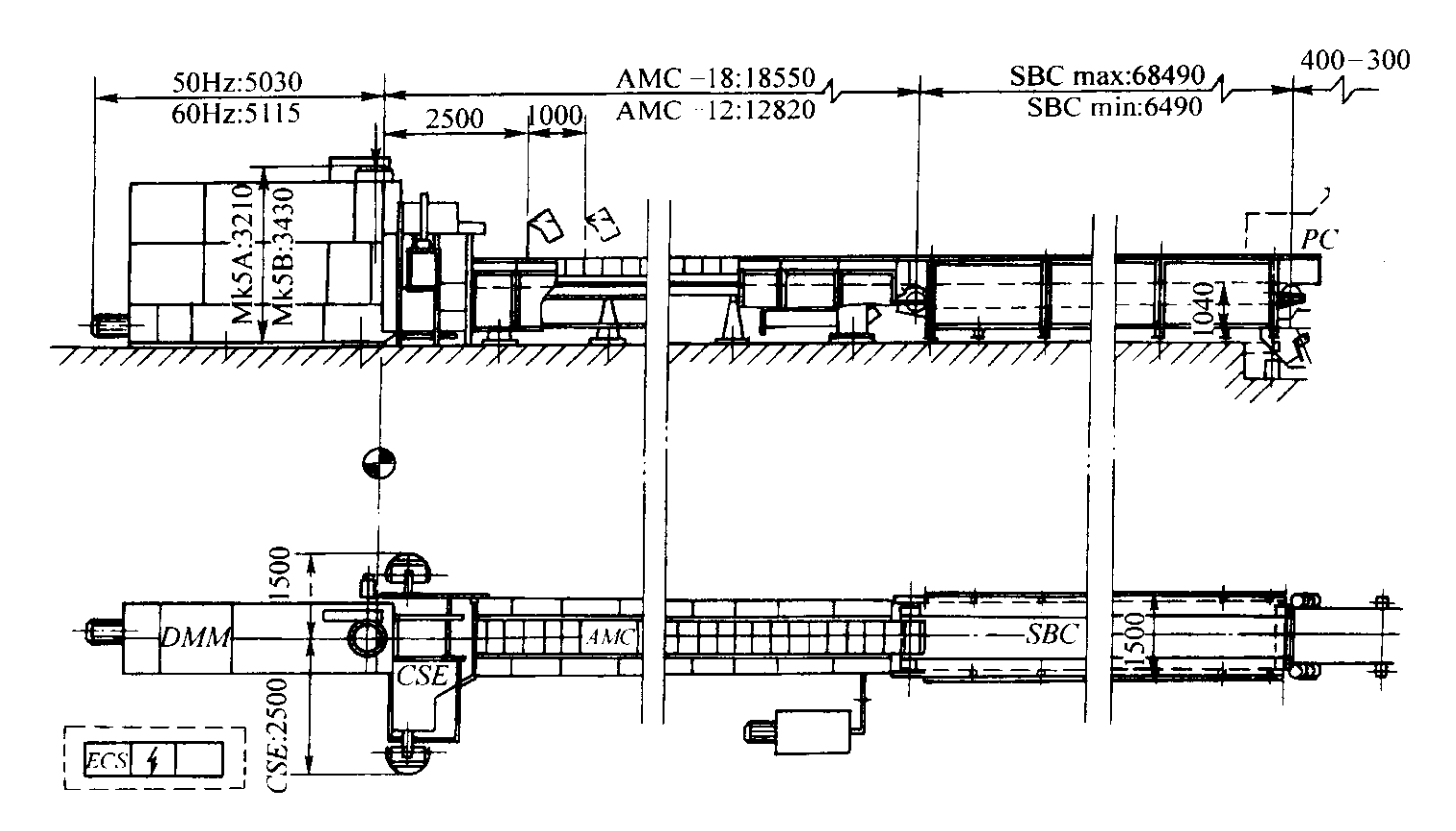


图 4.3-22　DISA 2013MK5 造型机外形简图

日本光洋会社（TOYO）生产的 M－V 型系列垂直分型无箱射压造型机具有如下特点：

1）采用独特的吹砂系统，无论硅砂、半合成砂及合成砂均可使用。

2）APT 砂型搬运装置不使用夹板搬运，能稳定可靠地搬运砂型。

3）造型机带有自检测系统，而且由于采用错箱调整机构，前后、上下模板的精度都可由机器按设定的要求自行微调整。

4）采用粉尘吸收装置，使粉尘得到了严格的控制。

5）造型室关闭后才喷脱模剂，不但环境污染小，还节约用量。

6）具有触摸屏操作盘，可检索各行程的动作情况、生产数据、故障显示及对策，而且可以输入各种相关数据。

日本光洋会社（KOYO）生产的垂直分型无箱射压造型机技术规格如表 4.3-8。

表 4.3-8　（株）光洋会社（KOYO）垂直分型无箱射压造型机技术规格

技术参数 ＼ 型号	SM—50V	SM—60V	SM—70V
生产率/型·h^{-1}	350	420	350
砂型尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	540×400×100/315	A 型：600×500×150/330 B 型：620×500×150/330 C 型：600×480×150/330	720×630×180/350
挤压面压力/MPa	1.0	1.0	1.0
耗气量/L·min^{-1}	5 000～5 500	8 000～8 500	10 500～11 000
压缩空气压力/MPa	0.5～0.7	0.5～0.7	0.5～0.7
型砂需要量/t·h^{-1}	32（max）	48（max）	78（max）
额定功率/kW	26.02	51.02	80.02
控制回路电压	AC200V/DC24V/50Hz	AC200V/DC24V/50Hz	AC200V/DC24V/50Hz
主机外形尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	4 280×2 848×1 170	6 265×3 525×1 350	6 745×3 789×1 610
说明	带有快速更换模板装置		

1.6.2　水平分型脱箱射压造型机

水平分型脱箱射压造型机也是采用射砂预紧实加压实的造型工艺。由于设备简单，结构紧凑，占地面积小，生产率较高，只需 1 人操作，因而也被广泛应用。

（1）主要结构、特点及适用范围

水平分型脱箱射压造型机主要由举升机构、压实机构、上下型压板、上下砂箱、射砂机构、模板穿梭机构、模板框、横梁、底座和控制系统等组成。

这种造型机的上下模板相背而组成模板框，上模板朝上并与上造型框（相当于砂箱）和上压板组成上造型室，下模板朝下也与下造型框和下压板组成下造型室。两个造型室各有射砂机构用顶射加底射式或顶射式向造型室内射砂预紧实，然后上下压板相向压实上下型，随后分型起模、模板退出造型工位、下芯、合型、脱箱、将铸型移至铸型输送机至浇注工位。

水平分型脱箱射压造型机与垂直分型无箱射压造型机一样，被广泛用于汽车、拖拉机、机床、纺织机械及轻工机械等行业。但由于它采用水平分型，易于下芯，因此用途更广。

（2）主要技术规格及制造厂家

国内生产水平分型脱箱射压造型机的厂家有苏州铸机厂（引进美国 B&P 公司的技术）、无锡市华佩机械制造有限公司和青岛新东机械有限公司（与日本新东合资）等。

青岛新东机械有限公司由于与日本新东（SINTO）工业

株式会社合资，所销售的产品为日本新东的产品。

新东的产品有二种，即FBO系列和FBM系列。FBO系列造型机采用顶射方式（见图4.3-23），对砂系统没有太严格要求；单工位造型机采用下箱滑移的方式，操作更加安全方便；有显示操作画面的触摸盘，操作容易。同时更换模板时只需将双面模板对准穿梭式模板框上的定位销一放即可，方便快捷。

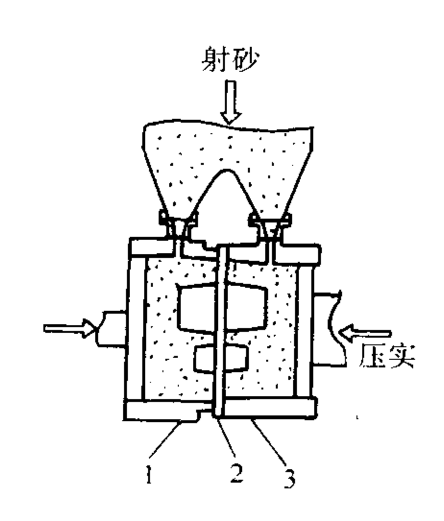


图4.3-23　顶射式原理图
1—下箱；2—双面模板；3—上箱

FBO型造型机外形见图4.3-24。造型顺序见图4.3-25，技术参数见表4.3-9。

FBM-Ⅰ型造型机为单工位方式，它采用顶射加底射进行射砂（见图4.3-26）。从造型到下芯、合型、脱箱、铸型推出都在一个工位上进行，机器紧凑。另外，它还有如下特点：上下型同时压实，使两面的砂型硬度达到均一；采用高强性的导向柱，脱模机构精度高。同时，只要增加辅助板，现有的模板也可使用，因此很容易与现有的生产线组合。FBM-ⅡT和FBM-ⅢT为双工位造型机，它采用顶射和底射方式，将下芯与造型、脱箱工序分开来提高造型机生产率。BFM-Ⅱ、FBM-Ⅲ、FBM-Ⅳ则为四工位造型机，它采用顶射加底射砂方式，造型、下芯、脱箱工序分开，而且拥有2道下芯工序，从而使复杂及下芯较多的产品仍不降低造型效率。

FBM-Ⅰ型造型机见图4.3-27，其造型过程见图4.3-28，其技术参数见表4.3-10。双工位FBM型造型机技术规格见表4.3-11。

日本（株）光洋（KOYO）会社推出的SMS脱箱式全自动水平分型造型机采用旋转双工位造型工艺，有R型（无箱式浇注，砂型为方形）和RT型（有套箱式浇注，砂型为锥形）两种。这种造型机有如下特点：

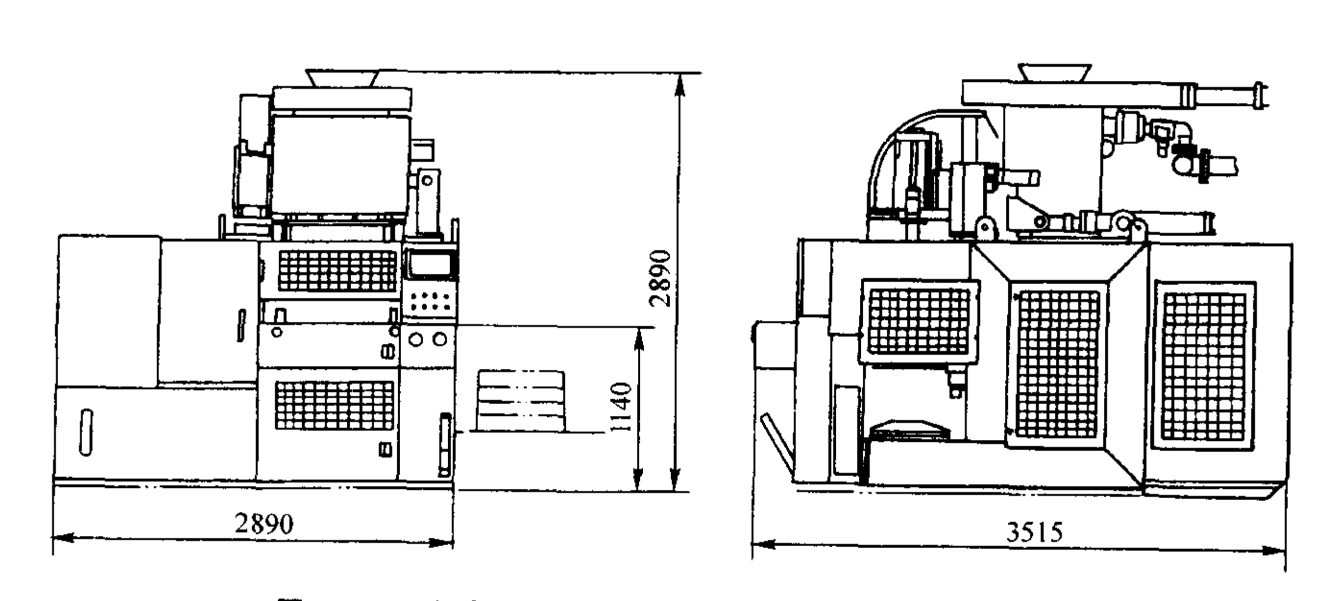


图4.3-24　新东FBO型水平分型脱箱射压造型机外形简图

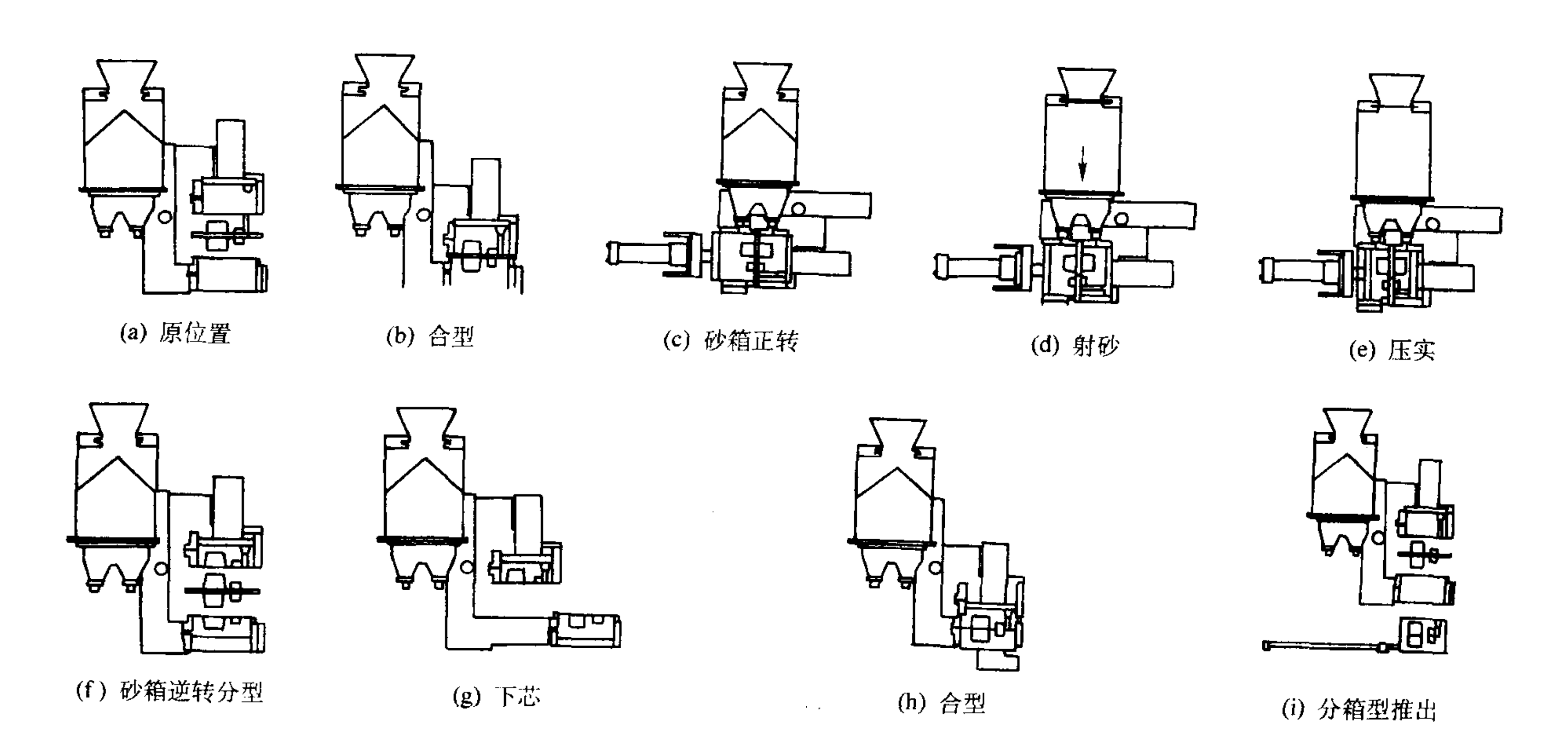


图4.3-25　新东FBO型水平分型脱箱射压造型机造型顺序示意图

表 4.3-9　新东 FBO 型水平分型脱箱射压造型机技术规格

技术参数 \ 型号		FBO—Ⅱ	FBO—Ⅲ	FBO—Ⅳ	FBO—Ⅴ
铸型尺寸/mm	宽×进深	400×300　500×400 430×310　508×406 450×350　520×420 483×356　550×450	600×500 609.6×508 660.4×508	700×600 711.2×508 711.2×609.6	762×609.6 812.8×762 900×700 800×600
	高	上箱：130～200　下箱：130～200（3 级切模） 仅 400×300、430×310： 100～150/100～150（3 级切模）		180～250/180～250 （3 级切模）	230～300/230～300 （3 级切模）
造型方法		顶射＋压实			
最大生产率/型·h^{-1}		150①	133①	100②	90③
压实比压/MPa		≈1.0（max）			
驱动方式		压缩空气＋液压（15 kW 水冷式）		压缩空气＋液压（30 kW 水冷式）	压缩空气＋液压（52 kW 水冷式）
耗气量/Nm^3·型$^{-1}$		1.0	1.2	2.5	3.5
压缩空气压力/MPa		0.5～0.55			
电源规格		动力：AC 380 V，50 Hz　操作：AC100 V，50 Hz			
铸型质量/kg		36～148	117～201	195～325	320～567

① 生产率为不下芯时且铸型最大时的生产率。下芯时：下箱出入时间 4 s＋下芯时间。
② 生产率为不下芯时且铸型最大时的生产率。下芯时：下箱出入时间 5 s＋下芯时间。
③ 生产率为不下芯时且铸型最大时的生产率。下芯时：下箱出入时间 6 s＋下芯时间。

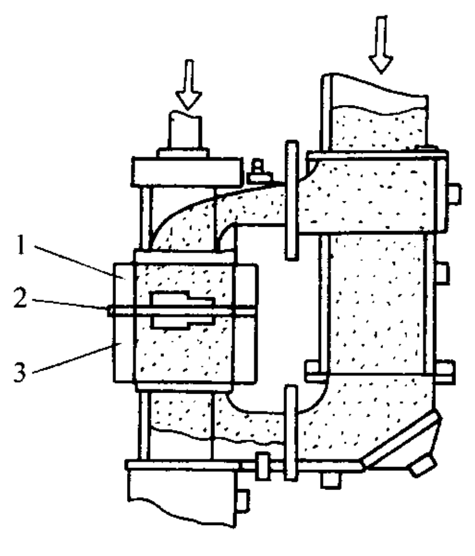
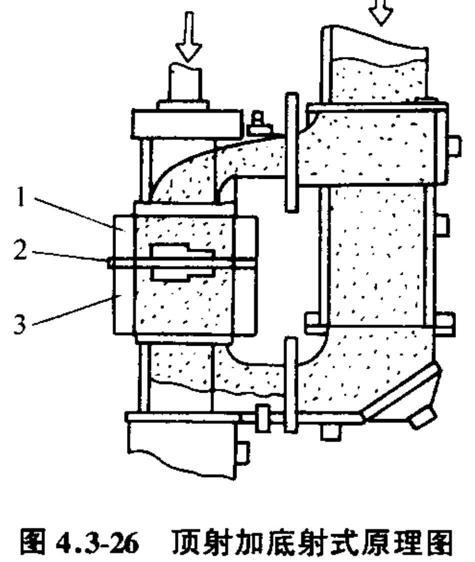



图 4.3-26　顶射加底射式原理图
1—上箱；2—双面模板；3—下箱

1）采用旋转双工位造型工艺。
2）型面挤压压力可以连续进行调整。
3）不需使用套箱、底板和台车等。
4）模板更换快速简单。
5）下芯方便。
6）可上、下两个方向进行射砂，因而可根据铸件形状和大小而决定分段射砂或同时射砂，提高了射砂效果。

SMS 造型机占地小，节约型砂，浇注集中方便，噪声低，因此使用广泛。

SMS－5045R·RT 型造型机外形尺寸见图 4.3-29，造型过程示意图见图 4.3-30，技术参数见表 4.3-12。

DISA 公司也生产水平分型脱箱造型机。主要型号有 DISA 3030、DISA 4040，2003 年又推出 DISA 130 型。

图 4.3-27　新东 FBM-ⅡT 型造型机外形尺寸
注：（　）内尺寸为 FBM-ⅢT 型

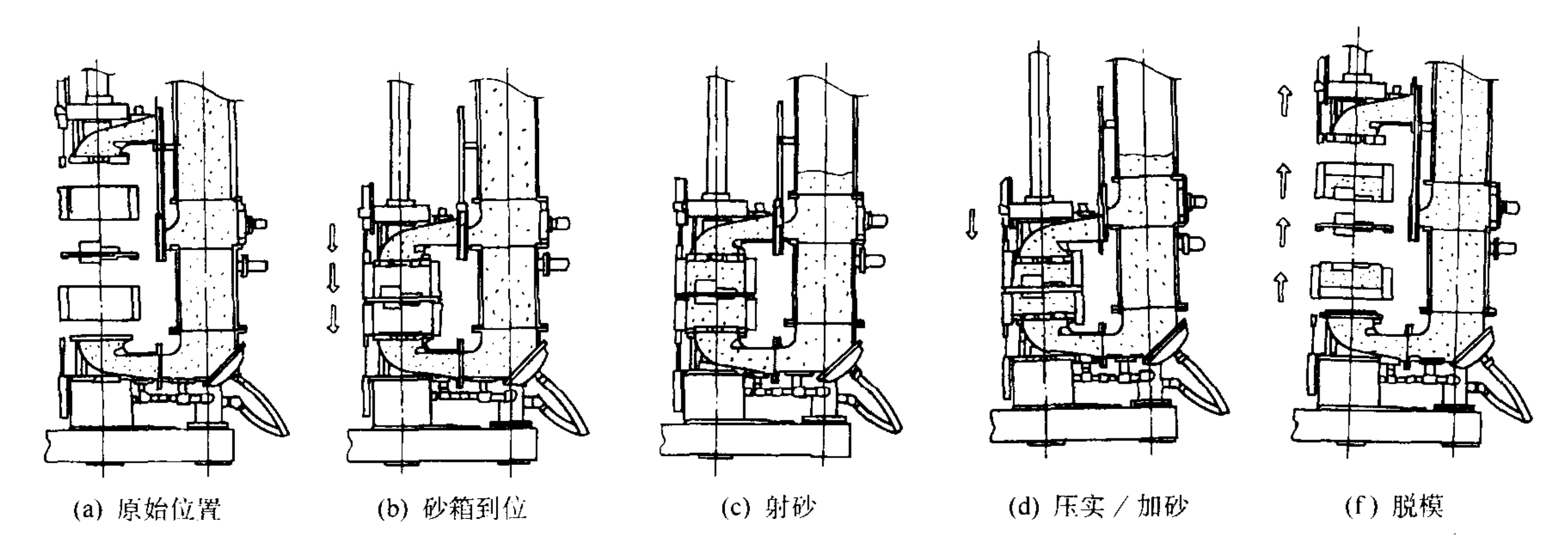


图 4.3-28 新东 FBM-ⅢT 型造型机造型过程示意图

表 4.3-10 新东 FBM-1 型造型机技术规格

技术参数 \ 型号		FBM—1
铸型尺寸/mm	长×宽	400×300/420×320/450×350/480×360
	高	120～150/120～150（3 级切换）
造型方法		顶射加底射＋压实
最大生产率/型·h⁻¹		120
压实比压/MPa		≈0.7（2 级切换）
驱动方式		压缩空气气动、液压装置
耗气量/m³·型⁻¹		1.6
压缩空气工作压力/MPa		0.52～0.6
电源规格		动力：AC 380 V，50 Hz 操作：AC100 V，50 Hz
铸型质量/kg		54～78
备注		生产率为不下芯且砂型厚度最大时的生产率。下芯时，生产率会下降

表 4.3-11 新东 FBM 双工位造型机技术规格

技术参数 \ 型号		FBM—ⅡT	FBM—ⅢT
铸型尺寸/mm	长×宽	450×350 550×450	600×500 609.6×508
	高	上箱：150 180 下箱：150 180 （2 级切换）	上箱：200 225 250 下箱：200 225 250 （3 级切换）
造型方法		顶射加底射＋压实	顶射加底射＋压实
造型速度(max)/s·型⁻¹		18（不下芯时）	20（不下芯时）
压实比压(max)/MPa		～1.0（3 级切换）	～1.0（3 级切换）
驱动方式		压缩空气和液压 （26 kW 水冷式）	压缩空气和液压 （37 kW 水冷式）
空气消耗量/m³·型⁻¹		1.5	2.7
工作气压/MPa		0.52～0.60	0.52～0.60
电源规格		动力：AC 380 V(50 Hz) 操作：AC 100 V(50 Hz)	
铸型质量(max)/kg		85～132	223～230

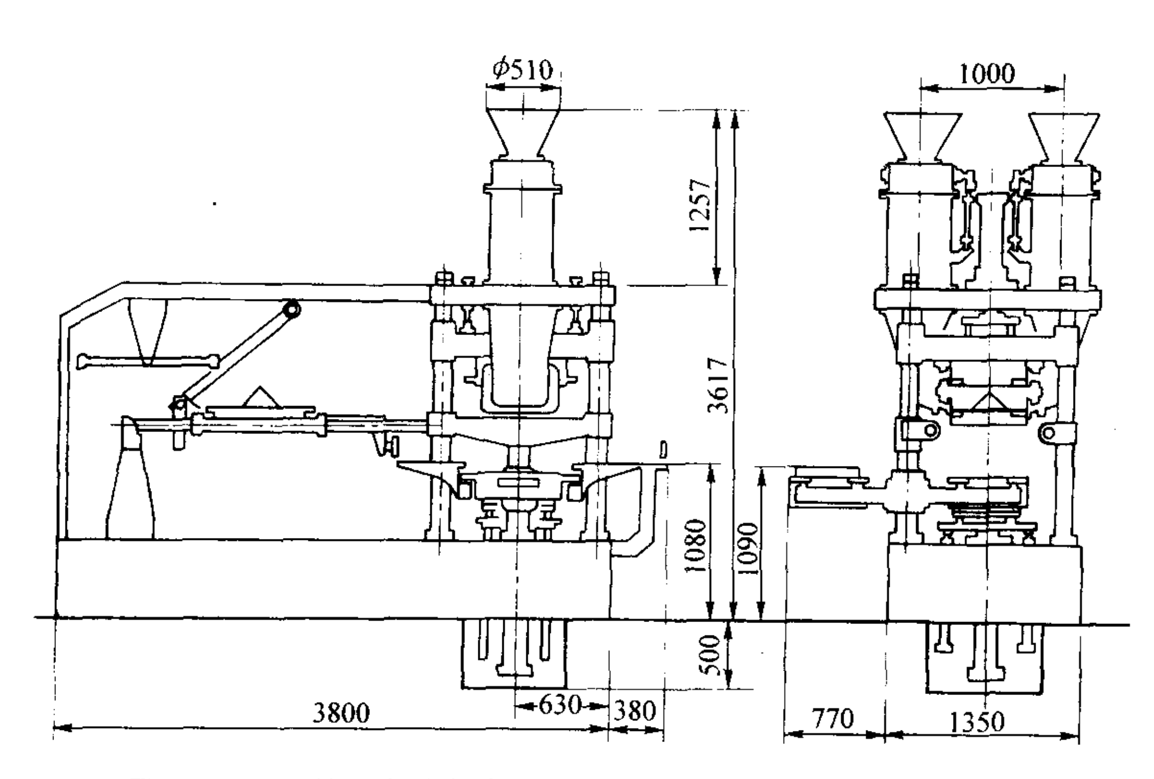
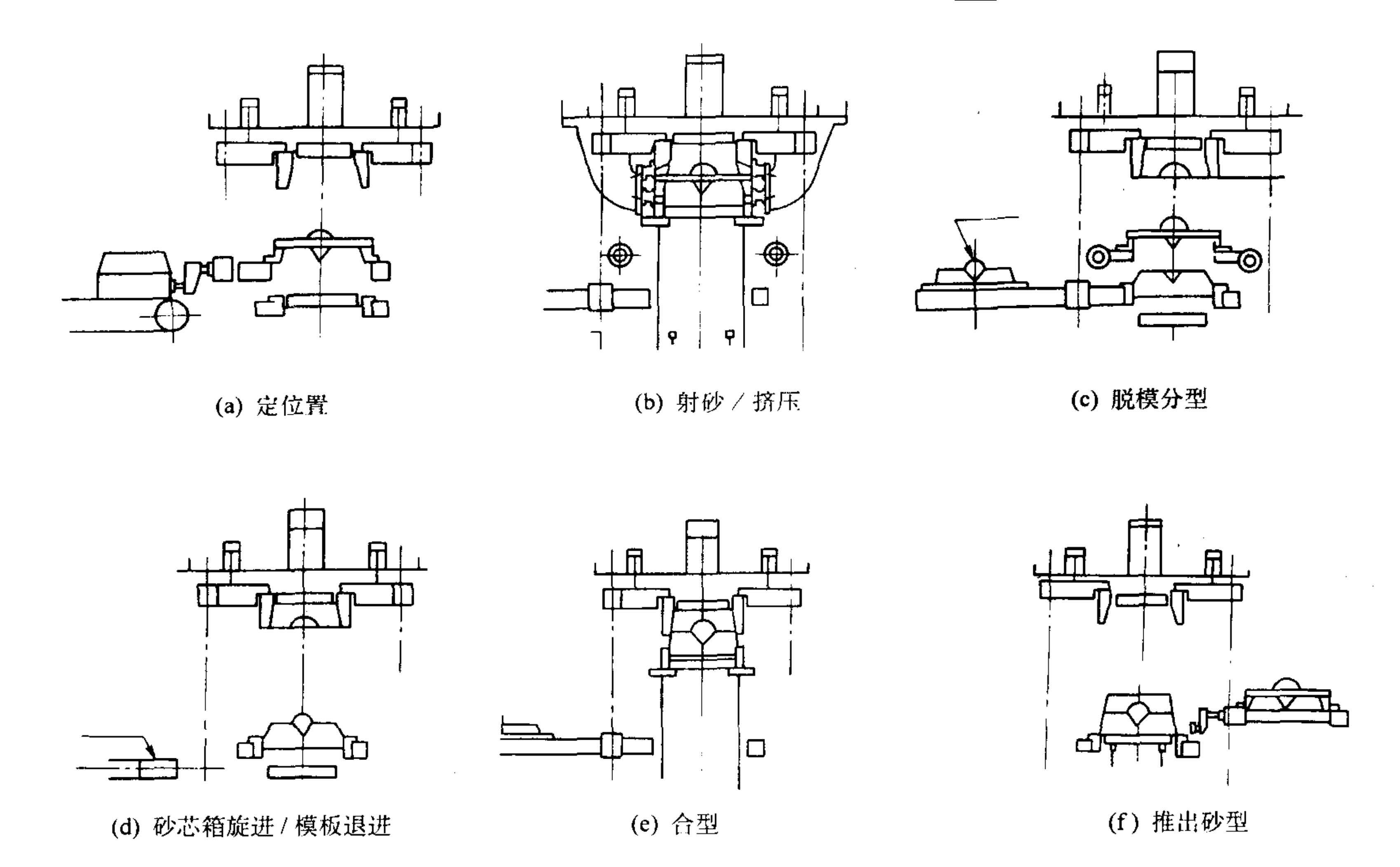


图 4.3-29 （株）光洋会社 SMS-5045R·RT 型造型机外形尺寸简图

DISA 3030 型造型机由模板动载装置、型芯安装装置、快速模板替换装置、供砂装置、真空装置、液压装置、铸模支持架更换站等组成。其技术规格见表 4.3-13。DISA 公司在北京设有办事处。



(a) 定位置　(b) 射砂／挤压　(c) 脱模分型

(d) 砂芯箱旋进／模板退进　(e) 合型　(f) 推出砂型

图 4.3-30　SMS-5045R·RT 型造型机造型过程示意图

表 4.3-12　（株）光洋 SMS-5045R·RT 型造型机技术规格

技术参数 ＼ 型号		SMS—5045R·RT 型	SMS—6050R·RT 型	SMS—7060R·RT 型
外形尺寸/mm	长	418	4 500	5 230
	宽	2 120	2 220	2 950
	高	3 620	3 620	4 615
砂型尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)		500×450×120～200/140～200	600×500×120～200/140～200	700×600×160～250/160～250
造型周期/s·型$^{-1}$		28（放芯时间有 23 s）	29（放芯时间有 24 s）	34（放芯时间有 26 s）
挤压面压/MPa		0.7	0.7	0.9
压实压力/MPa		1.0	0.8	0.9
流量/L·min^{-1}		112	112	123
油箱容积/L		400	400	550
电机功率/kW		22	22	30
耗气量/L·min^{-1}		4 500～5 000	4 500～5 000	7 000～8 000
油冷却器	冷却水流量/L·min^{-1}	60	60	80
	冷却水温度/℃	30	30	30

DISA 4040 型水平分型脱箱射压造型机采用真空预紧实加压实的方式紧实型砂；新型射砂头装有分散孔板，使射砂更加均匀；压实采用从模板侧面压实的方法，并带 PLC 控制，具备故障诊断和显示功能。

IDSA 130 造型机外形尺寸见图 4.3-31，造型工序见图 4.3-32，主要技术规格见表 4.3-14。

德国 AGM 公司生产的水平分型脱箱射压造型机是 20 世纪后期开发的新产品。它采用高真空预紧实加砂方法；砂型输送采用 L 形托板；起模精度高，起模斜度小（仅需 0.07°）；造型与合型同在一个工位进行，导向定位好，合型精度高(0.02 mm)，从而避免先脱箱后合型容易造成铸型错箱。

德国 AGM 系列水平分型脱箱射压造型机的技术规格见表 4.3-15。

表 4.3-13　DISA 3030 型水平分型脱箱造型机技术规格

砂型尺寸/mm	高	130/250
	宽	560
	长	720
生产率	无芯时/型·h^{-1}	150（在砂型高度为 250/250 mm 时）
	有芯时/型·h^{-1}	150
砂循环量/t·h^{-1}		26～50
电机总功率/kW		90
耗气量/m^3·min^{-1}		1
水消耗量（15℃时）/L·min^{-1}		57

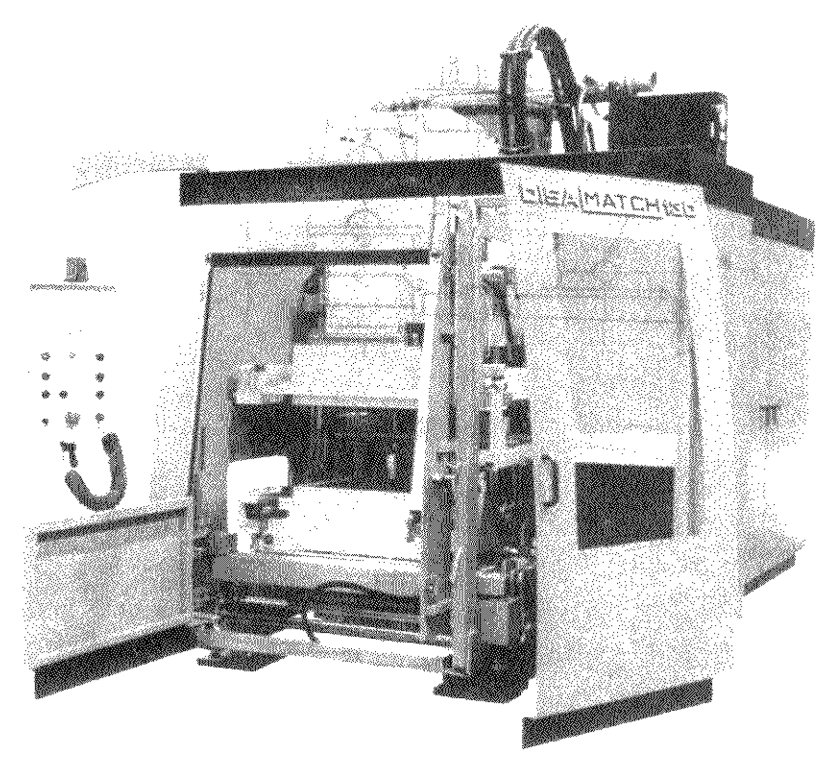


图 4.3-31　DISA 130 型造型机外形图

1.7　气力冲击造型机

气力冲击造型机（或称空气冲击造型机）是20世纪80年代初首先由瑞士GF公司（后与DISA公司合并）和德国BMD公司（后也与DISA公司合并）首先发明并商品化生产。西班牙LORAMENDI公司、英国BMM公司等也生产气冲造型机。我国济南铸锻研究所、苏州铸机厂、华青集团漯河铸机厂等也生产气冲造型机。

气力冲击造型机被广泛应用于汽车、拖拉机、各类机械行业，是大批量流水生产的主要设备之一。

气力冲击造型在初期有燃气爆炸造型和压缩空气气冲造型两种。燃气爆炸造型是在贮气灌内用可燃气体与空气按照一定的比例混合、搅拌后点火爆炸产生的压力波作为紧实型砂的动力，而压缩空气气冲造型则利用压缩空气突然释放所产生的强烈压力波作为紧实型砂的动力。燃气冲击造型法在1962年就获得美国专利，但直到1978年原瑞士GF公司采用加速燃烧措施后，使气体冲击造型法获得了突破性进展，并于1980年售出了第一条采用燃气冲击造型的造型线。压缩空气冲击造型机早在1953年就取得专利，但当时采用的是高压冲击（工作压力为5.0～9.0 MPa，最高达15.0 MPa），这就需要配置特殊的空压机。后来由于技术的发展，压缩空气气冲造型的压缩空气由高压气冲发展为低压（0.35～0.45 MPa）气冲。尽管造型机必须配一个体积较大的贮气室，但它可以直接利用铸造车间的压缩空气，无需再配置特殊的空压机，非常方便，这就使得压缩空气气冲造型得到迅速发展。

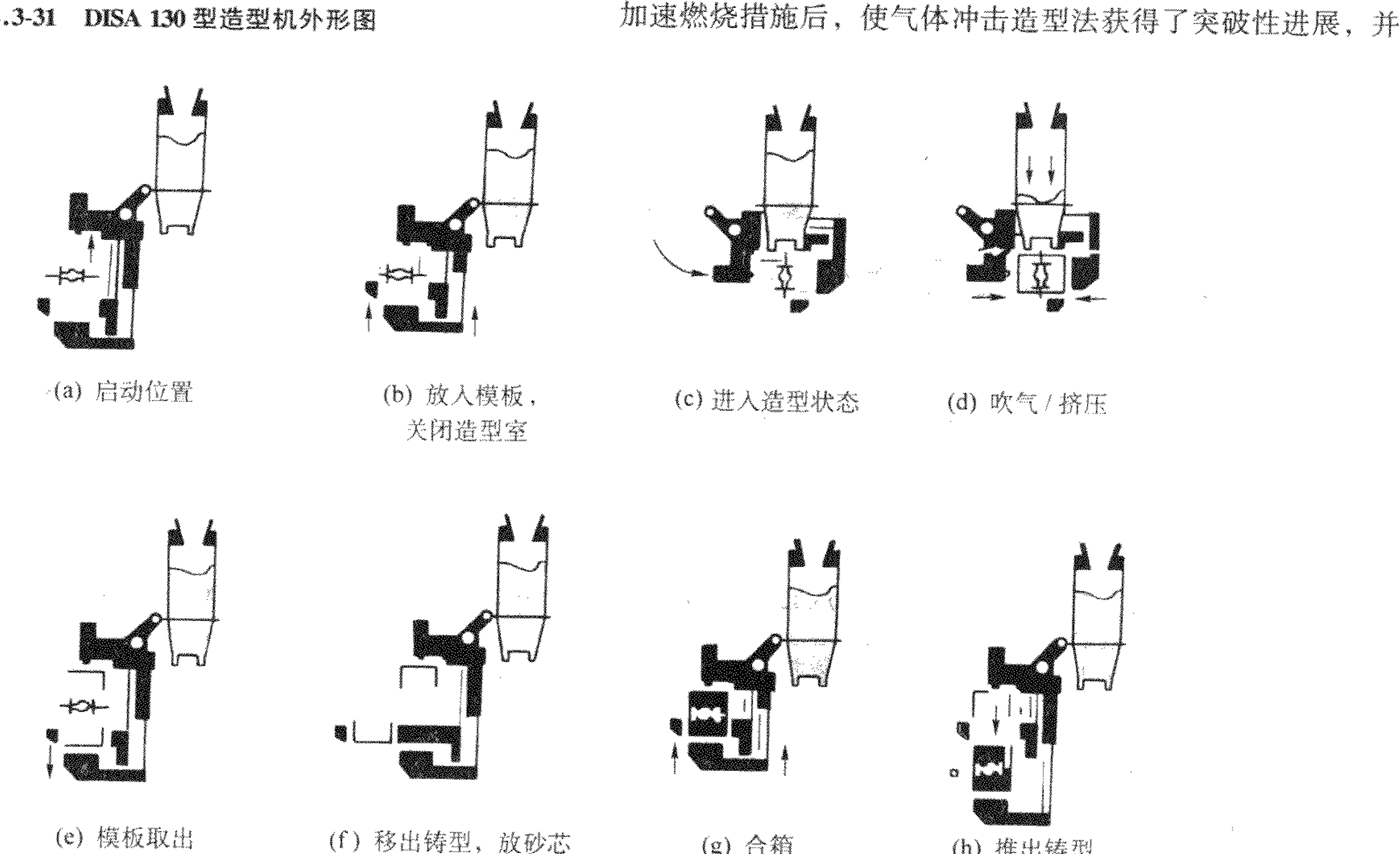


图 4.3-32　DISA 130 型造型机造型工序示意图

表 4.3-14　DISA 130 型造型机技术参数

砂型尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)		610×508×150/200
生产率/型·h^{-1}		120～160
挤压力/MPa		0.12～1
电机功率/kW		21
型砂需要量/t·h^{-1}	当型厚 150 mm 时	23
	当型厚 175 mm 时	27
	当型厚 200 mm 时	31
压缩空气消耗量/m^3·min^{-1}		2
机器净重/t		14

1.7.1　工作原理及特点

松散的型砂加入砂箱后，高速的气体压力波从背面直接冲击着型砂，使型砂具有向下运动的高速动能。当砂粒运动受到下部模板和模样阻碍后，砂粒所具有的动能转变成紧实能而使型砂得到紧实。型砂经冲击紧实后即可达到较理想的紧实度。

目前用得最广泛的气力冲击造型是利用压缩空气冲击的造型（以下简称"气冲造型"）。气冲造型具有如下特点。

1）它相对于缓慢施压的高压造型为获得同样砂型强度其有效的工作压力比起后者要小得多，而且时间极短，因而压缩空气的消耗也减少，达到节约能源目的，生产成本比静压造型等都低。

表 4.3-15 德国 AGM 系列水平分型脱箱射压造型机技术规格

型号	AGM2030	AGM2040	AGM2050	AGM2060	AGM2070	AGM2080
砂型尺寸(长/mm)×(宽/mm)	560×560	560×720	720×720	720×820	820×820	820×960
半型高度/mm	140~200	180~250	180~250	200~280	200~280	250~320
压实压力/MPa	0.4~1.0					
生产率/型·h^{-1}	150	130	130	100	100	90
功率/kW	30	45	56	65	76	91

2）气冲造型获得的砂型垂直硬度高，整体砂型硬度较均匀，质量较好。

3）由于砂型硬度自分型面向上逐渐降低，改善了砂型的透气性，有利铸件质量的提高。

4）气冲造型只有“气冲”这一工序就能使砂型得到紧实，无需震击和压实工序，造型周期短（例如对于紧实尺寸为780 mm×620 mm×300 mm砂型仅需0.01 s时间），生产率高。我国某大型铸造厂有一条660 mm×480 mm×200/200 mm的气冲造型线，实际生产率达170整型/h以上，班产水平保持在1 000多箱。

5）模样和模板可以不设置排气塞，工装制造费用低，维修量少。

前瑞士GF公司生产的气冲造型机工作原理见图4.3-33，其冲击工作过程如下：

① 模板、已加满型砂的砂箱和辅助框一起上升，与气冲压头组成一个封闭的造型腔。

② 控制冲击阀的启闭气阀快速打开排气，冲击阀在几毫秒之内被打开，使储气室的压缩空气以压力波形式冲击到型砂上，压力波垂直地作用到砂型的背面上，砂粒此时产生向下运动的加速度。由于砂子的碰撞阻滞作用，压力波转化成紧实功，从而使型砂得到紧实。

德国BMD公司生产的压缩空气冲击造型机与GF公司生产的机型类似，只是冲击阀的结构不同。

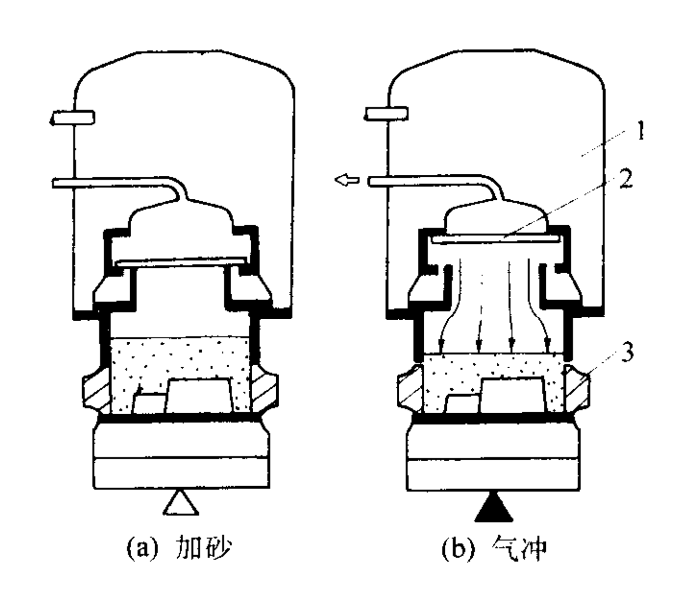


图 4.3-33 前瑞士 GF 公司气冲造型机工作原理
1—储气室；2—冲击阀；3—砂箱

1.7.2 压缩空气冲击造型机的技术参数及生产厂家

国内生产压缩空气冲击造型机的生产厂家有济南铸锻研究所、苏州铸机厂、华青集团漯河铸机有限公司以及一些大型铸造企业。国外生产厂家有GF公司、前德国BMD公司、西班牙LORAMENDI公司、英国BMM公司和意大利FA公司等。

国产气冲造型机技术规格及生产厂家见表4.3-16。

表 4.3-16 国产压缩空气冲击造型机技术规格

型号	Z458D	Z459	Z4510	Z4512	Z4515
砂箱内尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	800×630×250/350	900×700×300/300	1 000×800×300/300	1 200×800×350/300	1 500×850×350/350
设计生产率/型·h^{-1}	60~80	60	50	60	60
气冲压力/MPa	0.3~0.5				
最大耗砂量/m^3·h^{-1}	26~47	36	40	—	—
耗气量/m^3·型$^{-1}$	2.5~4.7	5.5	5.5	5	12
生产厂家	济南铸锻所 苏州铸机 华青漯河	济南铸锻所 苏州铸机	济南铸锻所 苏州铸机 华青漯河	济南铸锻所 华青漯河	苏州铸机

GF公司在20世纪80~90年代生产了型号和数量众多气冲造型自动线，在世界铸造厂得到普遍应用，有许多气冲自动线至今仍在使用。该公司生产的气冲造型机规格尺寸多，范围广，砂箱长度尺寸2 200~500 mm，宽度尺寸1 524~400 mm，高度尺寸600~180 mm，其生产率200~10型/h不等，它可以根据用户要求任意选择。前德国BMD公司生产的气冲造型机情况与GF公司生产的基本相同。不过，单一的气冲造型机已几乎不再生产，它已逐步被静压造型机和改进型气冲造型机所代替。

1.7.3 气冲造型机的缺点

气冲造型机（这里主要指单一气冲造型机）在20世纪80年代初推出以后，由于其独特的造型工艺及优点曾被世界许多铸造厂广泛应用，使原来非常盛行的高压造型机逐步被淘汰。

但是，经过十多年的使用和发展，人们也逐渐发现单一气冲造型存在许多问题，它极大地阻碍了气冲造型的发展。

（1）单一气冲造型存在的问题

1）气冲时，冲击阀打开时间短（0.005~0.01 s），形成的强烈压力波噪声大（大型气冲造型机冲击时的噪声高达95 dB），而且还带来砂箱与模板、砂箱与辅助框之间的密封困难问题。如果密封问题不能及时解决，则会产生下列问题：

① 型砂将会从密封处向外喷出，不但破坏设备密封面，还污染周围环境。

② 砂型四周局部硬度偏低，铁液浇注时产生跑火，铸件黏砂、胀砂、变形、尺寸精度下降等缺陷增加。

③ 由于高速砂流的冲刷，辅助框及砂箱损耗大。

2）砂型背面紧实度低，不适宜造高模样的铸型。

3）如果模板布置不当，则会在模样和砂箱之间、高模样深凹处上方产生“架桥现象”（或称“拱效应”）（见图4.3-34），使砂型深凹处（“架桥”处下方）及靠近砂箱的砂型底部紧实度降低，铸件缺陷增加。为了尽量避免“架桥现象”，只能加大模样与砂箱间的吃砂量，加大高模样间的布置尺寸，造成模板利用率下降，设备的生产能力减少。

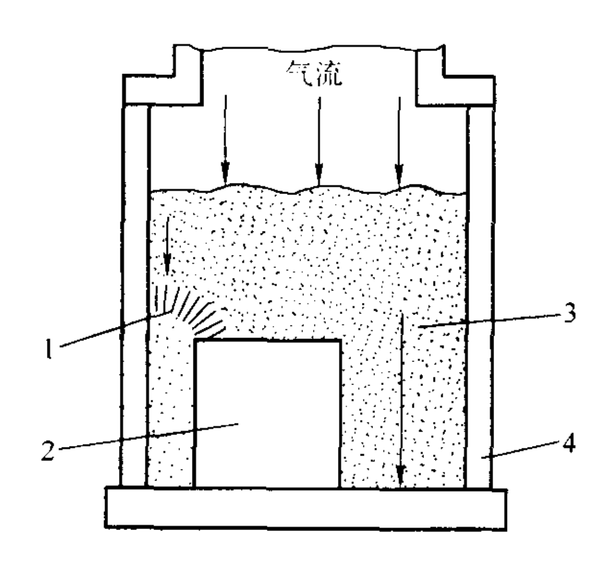


图4.3-34 气冲造型产生的“架桥现象”
1—架桥现象；2—模型；3—型砂；4—砂箱

4）由于强烈的压力波循环冲击，造型机机架的焊接缝及板材容易达到疲劳而开裂，国内使用的某国际知名铸造设备公司的气冲造型机已陆续出现立柱和横梁板材开裂现象，并已开始考虑用其他形式造型机（例如静压造型机）进行更新。

(2) 气冲造型机的改进

由于单一气冲造型存在许多缺点，因此许多制造厂家都对它进行改进，其中有两级气冲、气冲+压实、增压气冲+压实等等。

1）两次气冲造型机　此种造型机是对单一气冲造型机在操作顺序上作了改进，增加第二次气冲。第一次气冲主要是对难紧实部位（如高模样之间的狭窄处）进行预紧实，第二次则填满型砂后对型砂进行冲击。两次冲击之间的时间间隔和冲击强度的选择则根据模样具体复杂程度而定。两级气冲原理如图4.3-35所示。

两次气冲适用于带有较大吊砂的铸型。采用两级气冲造型时，由于增加了一次气冲时间和二次加砂，使设备生产率下降。

2）增压气冲造型机　增压气冲造型机的造型原理是采用两个不同尺寸的冲击阀。砂箱和辅助框加满砂后，首先利用小冲击阀进行一次较弱的气冲，使型砂得到预紧实，然后才打开大冲击阀对型砂进行较强烈的全面冲击紧实，从而提高砂型的紧实度和均匀性。增压气冲造型的造型示意图如图4.3-36所示。

增压气冲造型机适用于高模样造型，它可以减少高模样间的布置尺寸，并提高吊砂的紧实度。但由于多了一级气冲，结构复杂。

3）流态化气冲造型机　流态化气冲造型机借助于从辅助框处引入横向气流，使型砂局部流态化，从而提高型砂的流动性。这样，当气冲紧实时，流动性好的型砂就容易进入模样之间或模样与砂箱之间的狭窄空间，避免架桥现象的产生，提高了该处的紧实度。流态化气冲造型机造型示意图如

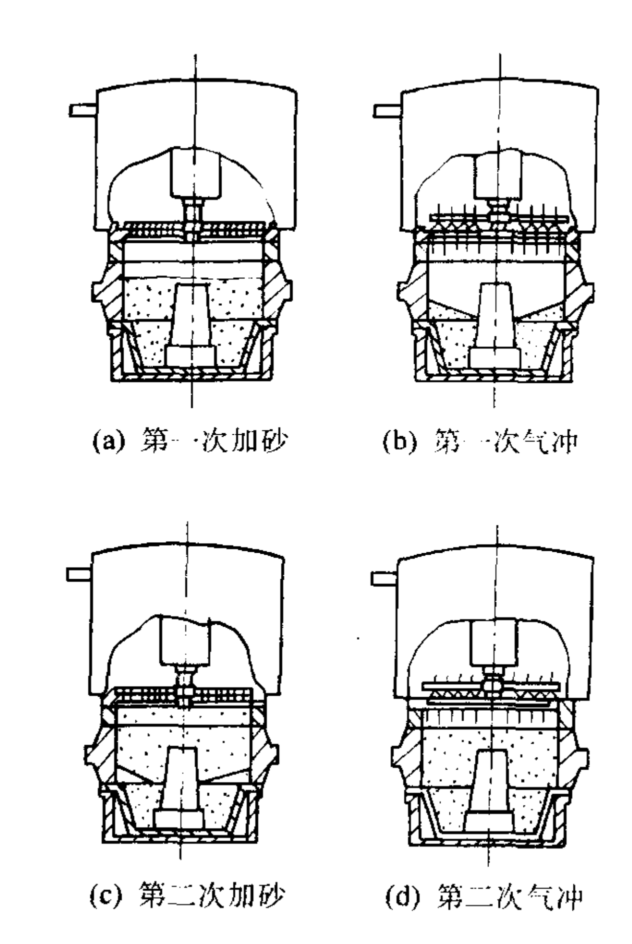


图4.3-35 两次气冲造型机造型过程示意图

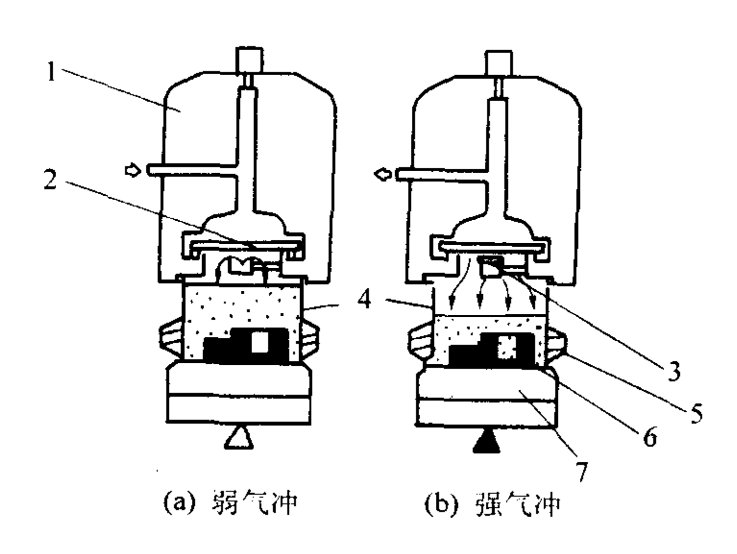


图4.3-36 增压气冲造型机造型示意图
1—储气罐；2—大气冲阀；3—小气冲阀；4—辅助框；5—砂箱；6—模样；7—工作台

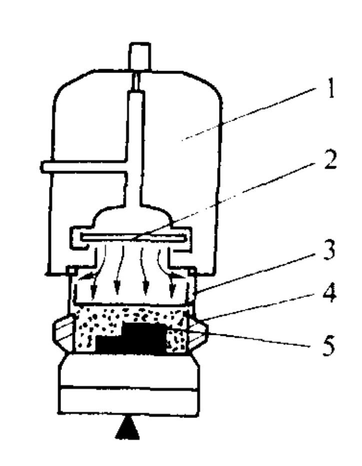


图4.3-37 流态化气冲造型机造型示意图
1—储气室；2—冲击阀；3—辅助框；4—砂箱；5—模型

图4.3-37所示。

4）差动气冲造型机　差动气冲造型是在栅格式冲击阀的固定栅格下面加装一个带孔挡板，同时在辅助框内增装一个导向环。当冲击阀打开时，由于冲击阀中央有带孔挡板的阻挡，加上导向环的导流作用，使冲击压力波首先沿砂箱四壁冲击紧实周围型砂，中央部分的冲击速度有所减缓，故可以使整个砂型紧实度比较均匀，而且也避免了型砂的堵塞。此种方法对解决方形砂箱四角型砂紧实度低有好处。差动气冲造型机造型示意图如图4.3-38所示。

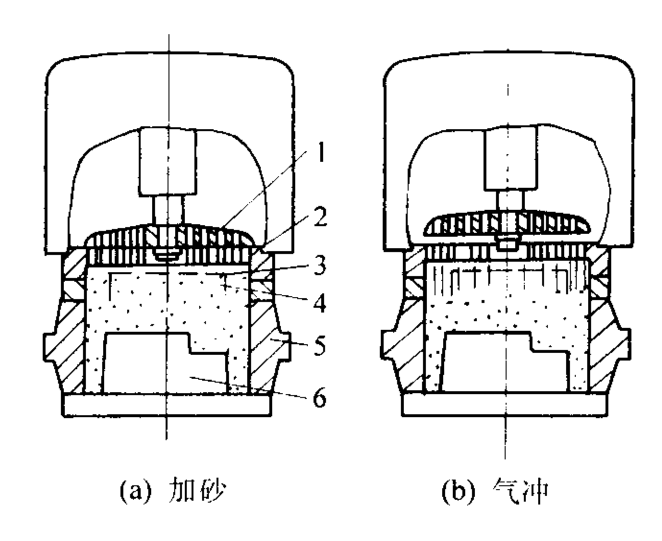


图 4.3-38　差动气冲造型机造型示意图
1—气冲阀；2—固定栅格；3—带孔挡板；
4—导向环；5—砂箱；6—模样

5）动力冲击造型机　动力冲击造型机采用固体作为压头，并使压头受到强烈的驱动而获得很大的加速度来冲击型砂，使型砂产生类似于气冲造型那样的紧实效果。它虽有压实，但不是压实造型那样缓慢施压。在型砂紧实过程中，型砂受的是冲击力，但它的冲击物是固体（压头）而非气体。因此，可以把动力冲击造型看做是压力造型与冲击造型相结合的产物。

动力冲击造型机造型原理如图 4.3-39 所示。从图中可看出，紧实头内安装有许多头部为舂砂杆的小气缸。当舂砂杆返回时与舂砂板平齐，而伸出时，其伸出长度约为砂箱高度的 70%。根据不同砂箱面积选择数量不等的舂砂杆。每个舂砂杆的小气缸有自由相互独立的控制气阀与压缩空气连通。不同模样可以根据需要调节每一气缸所需的预加载气压。冲击时则会因为气缸内气垫压力的不同而伸出长度也不同，从而达到调整紧实度的目的。

紧实头上方的驱动装置为“气-油”传动缸。当从传动缸前端注入油时，紧实头升起。活动活塞上方注入的是油，而下方注入的是高压氮气（其压力可在 15 MPa 以内分四档调定）。调整高压氮气的压力可以使紧实头根据不同模板的需要产生四种不同冲击速度（0.5～5.0 m/s）。当活塞杆前端的油液快速减压排油时，紧实头即在高压氮气膨胀的驱动下舂击紧实型砂。紧实时舂砂杆根据模样的高低及各自按预先调定的压力插入型砂一定的高度，没有舂砂杆的地方则靠舂砂板紧实型砂。每种模板所选定的舂砂杆气缸压力、高压氮气压力等参数可储存于可编程序控制器中，生产时只输入模板编号、名称，造型机即能自动按规定的工艺参数执行。

动力冲击造型机的造型原理示意图如图 4.3-39 所示。

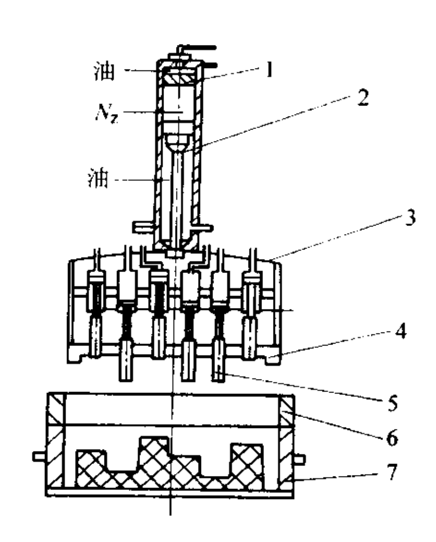


图 4.3-39　动力冲击造型机造型原理示意图
1—浮动活塞；2—气动/液压缸；3—紧实头；4—舂砂板；
5—舂砂杆；6—加砂框；7—砂箱

6）气冲加弹性橡胶压头压实造型机　气冲加弹性橡胶压头压实造型机是在一次气冲的基础上，再增加一次弹性橡胶压头压实，从而提高砂型背面的紧实度。

此种造型工艺对提高砂型背面的紧实度有好处，但对解决高模样间和高模样与砂箱内壁狭窄处的紧实度作用不大，反而增加设备复杂性，降低了生产率。气冲加弹性橡胶压头压实造型机造型原理示意图如图 4.3-40 所示。

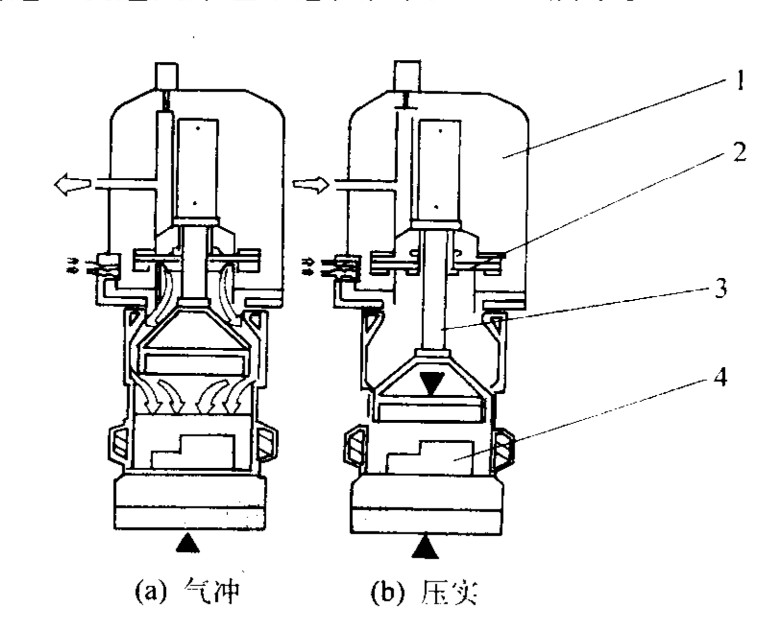


图 4.3-40　气冲加弹性橡胶压头压实造型机造型示意图
1—储气室；2—气冲阀；3—压实杆；4—模样

7）气冲加多触头压实造型机　气冲加多触头压实造型机的特点是造型机在气冲紧实后，再用多触头对砂型背面进行压实，从而提高砂型紧实度和均匀性。

气冲加多触头压实造型机造型示意图如图 4.3-41 所示。

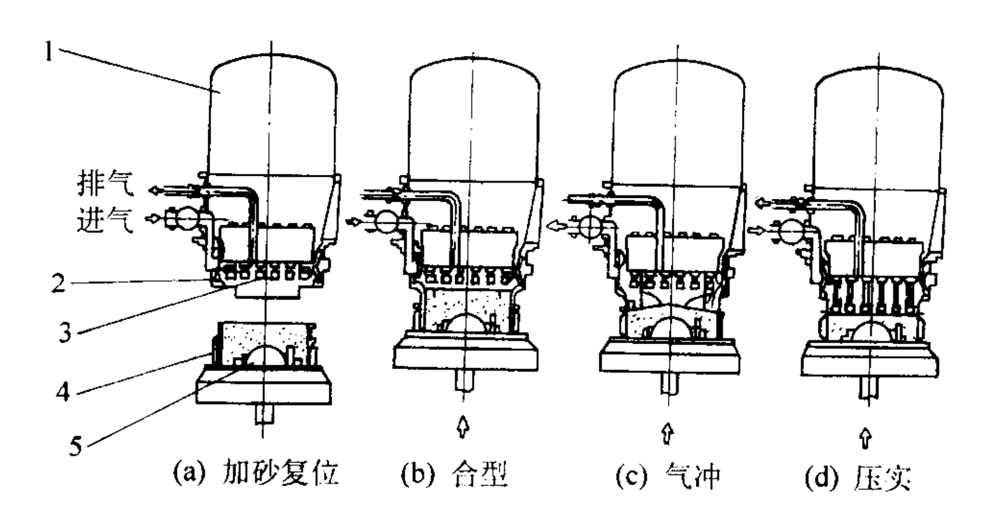


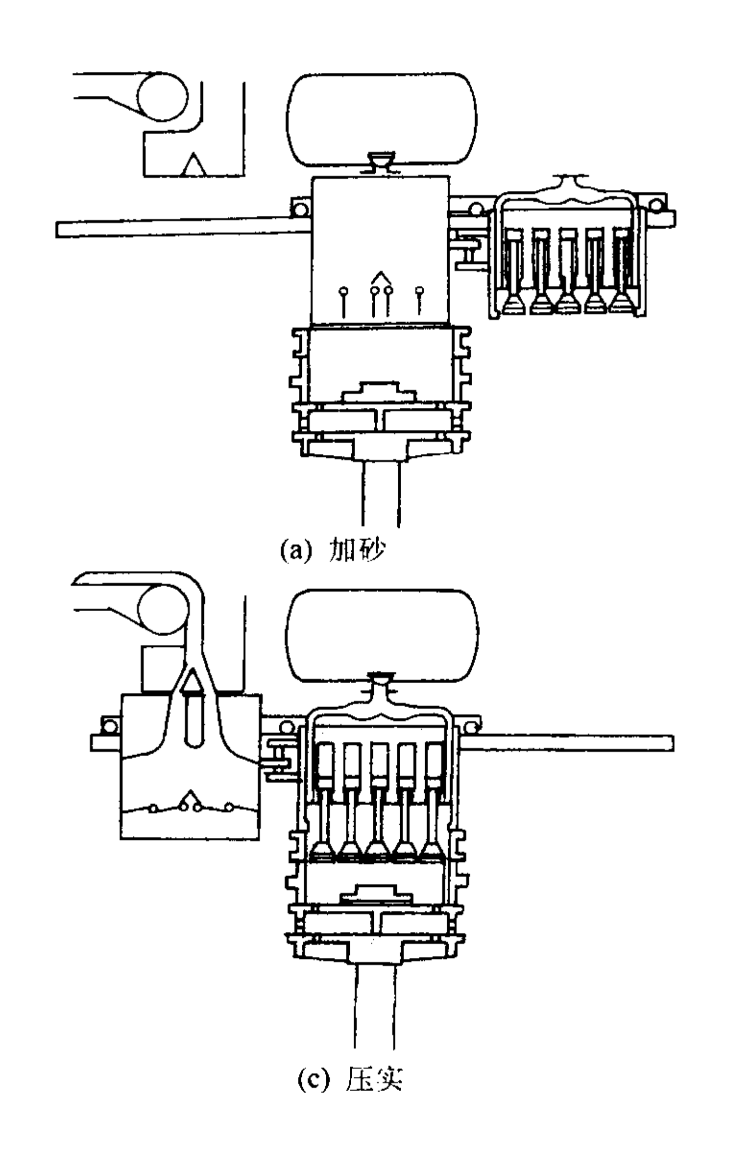
图 4.3-41　气冲加多触头压实造型机原理示意图
1—储气室；2—辅助框；3—多触头；4—砂箱；5—模型

1.8　静压造型机

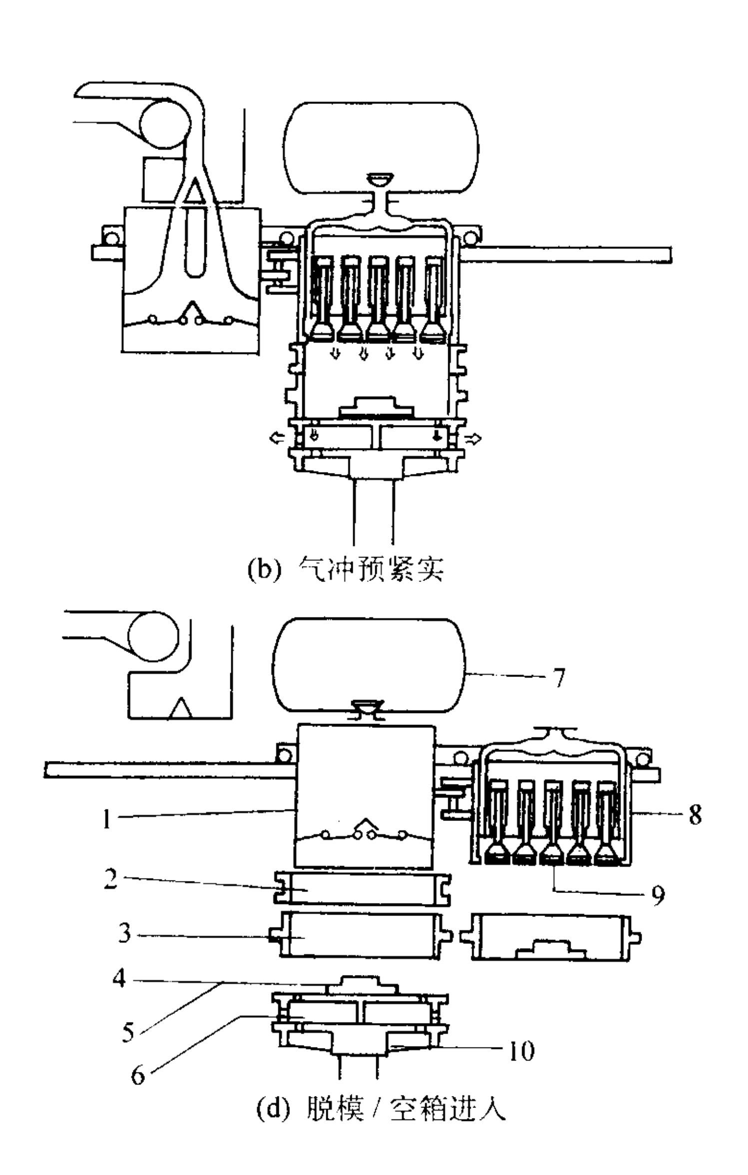
静压造型工艺是在 1979 年由日本新东公司发明的。由于静压造型工艺在造型时无震击声声，气流预紧实时其噪声低，因而被称之为“静压造型”。

1.8.1　静压造型的原理及特点

静压造型方法是利用气流对型砂进行预紧实和对砂型背面进行压实的工艺，其造型过程如图 4.3-42 所示。首先装有型砂的定量斗移到模板砂箱上方，定量斗内百叶窗式料板打开，向由模板/模板框、砂箱和辅助框组成的型腔加砂（见图中 a）；加完砂后，定量斗移出至皮带给料机下方装砂，而与之铰链连接的压头移入型腔上方，举升液压缸工作台上升，使压头、辅助框、砂箱和模板形成一个严密的封闭系统，吹气阀打开，压缩空气将型砂朝着模板方向进行预紧实，此时空气经过模板上的排气塞及模板框排出（见图中 b）；砂型再经压头（平压头、水垫压头或主动式多触头）从背面压实（见图中 c）；举升液缸下降完成起模，同时压头移出并带动装有型砂的定量斗进入砂箱和辅助柜上方，等待第二次造型。


(a) 加砂

(c) 压实



(b) 气冲预紧实

(d) 脱模/空箱进入

图 4.3-42 静压造型工艺过程示意图

1—定量斗；2—加砂框；3—砂箱；4—铸模；5—模板；6—模板框；7—储气罐；8—压头；9—触头；10—机台

由于预紧实时气流的压力与型砂被推向模板表面时所产生的压力之间成比例关系，所以通过调整储气罐内的压力可以使铸型的强度达到最佳值。模板上排气塞的开口面积与铸型的硬度也成比例关系。一般情况下，开口面积越大，铸型的硬度也会越高。

静压造型采用气流预紧实方式可以大大减轻像气冲那样的“架桥”现象。同时由于采用排气塞，因而允许采用较小的吃砂量和模间距，也适应较深的吊砂，模板利用率高。砂型表面硬度高且均匀，起模斜度小（可低于 0.5°），型面轮廓清晰，生产的铸件尺寸精度可达 CT7～CT9 级，表面粗糙度可达 $R_a = 25 \sim 50\ \mu m$，清理和后加工费用可减少，适宜生产薄壁复杂的铸件。

1.8.2 静压造型与气冲造型的比较

静压造型与气冲造型（特别是“气冲＋压实”造型）在结构和工艺过程上有许多相类似的地方，但却有许多不同，主要表现为：

1）虽然静压造型与“气冲＋压实”造型的工艺过程都是“气冲”加“压实”，但是静压造型的气冲主要起对型砂的预紧实作用，“压实”是使砂型获得高的紧实度的关键，而气冲造型则主要依赖于气冲所产生的强烈压力波使砂型获得紧实度。

2）静压造型工艺不强调型砂上方气压的升压速度（d*p*/d*t*）（一般只要求 5 MPa/s），因而不要求吹气阀（相当于气冲造型工艺的气冲阀）的开启时间要快（一般开启时间为 0.3 s），而气冲造型工艺要求气冲阀的开启时间要短（一般为 0.005～0.01 s），气流的升压速度要高（一般要求 30 MPa/s 以上），以便产生强烈的压力波，两者的开启时间相差几十倍。

3）静压造型在吹气阀打开后，有一定的时间延时（总的通气时间为 0.5～1.5 s），使在砂箱内的型砂砂粒间隙之间形成一流向模板的气流，藉此气流带动型砂朝着模板方向运动，从而紧实型砂。气冲造型则要求瞬时间产生强烈的压力波来紧实型砂，而不依赖一定的时间和一定流量的气流。同时静压造型的气流紧实只是起对型砂的预紧实作用，要达到需要的紧实度还必须依靠下一步有足够比压的压实。

4）静压造型的排气通过模板上的排气塞经型板框排出，而气冲造型的排气则由装在压头上的排气阀排出。

5）静压造型时，对基础的震动比气冲造型小，产生的噪声也比气冲低。

现在，静压造型和气冲造型在各自的发展中却越来越相近。例如单一气冲发展为“气冲＋压实”，还有的气冲造型也在模板上设置排气塞等，实质上是采用了静压造型工艺的做法。有的静压造型工艺为了提高预紧实的效果，有意识地提高了型砂上方气流的升压速度，同时提高储气罐内气体压力，这样做实际上吸纳了气冲造型的特点。

1.8.3 国外的静压造型机

静压造型机一般由加砂机构、压头机构、压实机构、模板更换系统、液压气动系统和电气控制系统等组成。

国内除了青岛新东机械有限公司引进日本新东技术生产静压造型机外，其他尚无成熟的产品。国外主要生产静压造型机的厂家有德国 HWS 公司、日本新东公司和德国 KW 公司等。

（1）德国 HWS 公司静压造型机

德国 HWS 公司是日本新东（SINTO）公司在德国的子公司，目前主要生产 HSP、DAFM、EFA 及 ZFA 等型号静压造型机。各种型号静压造型机的特点和技术规格如下：

1）HSP 顶杆起模静压造型机　该造型机带有自动更换

模板的模板转台，用以交替生产上箱和下箱。起模用顶杆或辊道，造型机带有平压头或水垫压头，用定量斗和给料皮带机加砂，砂箱由人工或桥式起重机从辊道上运至造型机，整体带有集中的液压系统和电子控制系统。

HSP 造型机砂箱内尺寸可（500 mm × 400 mm）～（1 000 mm × 800 mm），生产率 40～15 整型/h。造型机平面布置示意图见图 4.3-43a。

2）HSP—D 静压造型机　该造型机带有模板转台用于交替生产上型和下型，并配有平板压头、弹性压板或水垫压头。型砂供应采用砂斗卸砂皮带或者型砂定量装置，还可配有松砂机。砂箱的输送在滚轮输送装置上用液压缸驱动，提供的机器与液压站和电控系统为一体。

HSP—D 造型机砂箱内尺寸可（500 mm × 400 mm）～（1 250 mm × 1 000 mm），生产率 70～20 整型/h。造型机平面布置示意图见图 4.3-43b。

3）DAFM—S 静压造型机　以漏模方式起模，采用辊道系统进行模板更换，生产上型或下型。装有平压头或多触头压头，加砂由定量斗和皮带给料机完成，砂箱由液压缸从辊道上运至造型机。

DAFM—S 造型机砂箱内尺寸可（1 000 mm × 800 mm）～（2 500 mm × 2 000 mm），生产率 50～10 整型/h。造型机平面布置示意图见图 4.3-43c。

4）DAFM—SD 静压造型机　漏模起模。带有模板转台用于交替生产上型和下型，配有平板压头、弹性压头或者水垫压头，或是多触头压头。由砂斗或定量斗和皮带给料机加砂，砂箱由液压缸从辊道上运至造型机。

DAFM—SD 造型机砂箱内尺寸可（500 mm × 400 mm）～（1 250 mm × 1 000 mm），其生产率 100～50 整型/h。造型机平面布置示意图见图 4.3-43d。

5）EFA—S 静压造型机　以漏模方式起模，用辊道以及模板穿梭小车进行模板更换，用以全自动交替地生产上型和下型。采用多触头压实，用定量斗加砂，砂箱由液压缸从辊道上运至造型机。

EFA—S 造型机砂箱内尺寸可（1 000 mm × 800 mm）～（2 500 mm × 2 000 mm），生产率 60～20 整型/h。造型机平面布置示意图见图 4.3-43e。

6）EFA—SD 静压造型机　以漏模方式起模，用转台进行模板更换，用以全自动交替生产上型和下型。采用多触头压实，定量斗加砂，砂箱通过液压缸从辊道上运至造型机。

EFA—SD 造型机砂箱内尺寸可（500 mm × 400 mm）～（1 600 mm × 1 250 mm），其生产率 140～80 整型/h。造型机平面布置示意图见图 4.3-43f。

7）ZFA—S 静压自动双头造型机　全自动地同时生产两种上型和下型，用辊道和穿梭小车进行模板更换，采用平压头、水垫压头或多触头压头，定量斗加砂，砂箱由液压缸从辊道上运至造型机。

ZFA—S 造型机砂箱内尺寸可（500 mm × 800 mm）～（1 250 mm × 1 000 mm），其生产率 250～160 整型/h。造型机平面布置示意图见图 4.3-43g。

8）ZFA—SD 静压自动双头造型机　全自动同时生产两种上型和下型，带模板更换转台，采用平压头、水垫压头或多触头压头，定量斗加砂，砂箱由液压缸从辊道上运至造型机、转台和空模板。

ZFA—SD 造型机砂箱内尺寸可（500 mm × 400 mm）～（1 250 mm × 1 000 mm），其生产率 250～160 整型/h。造型机平面布置示意图见图 4.3-43h。

（2）日本新东（SINTO）公司静压造型机

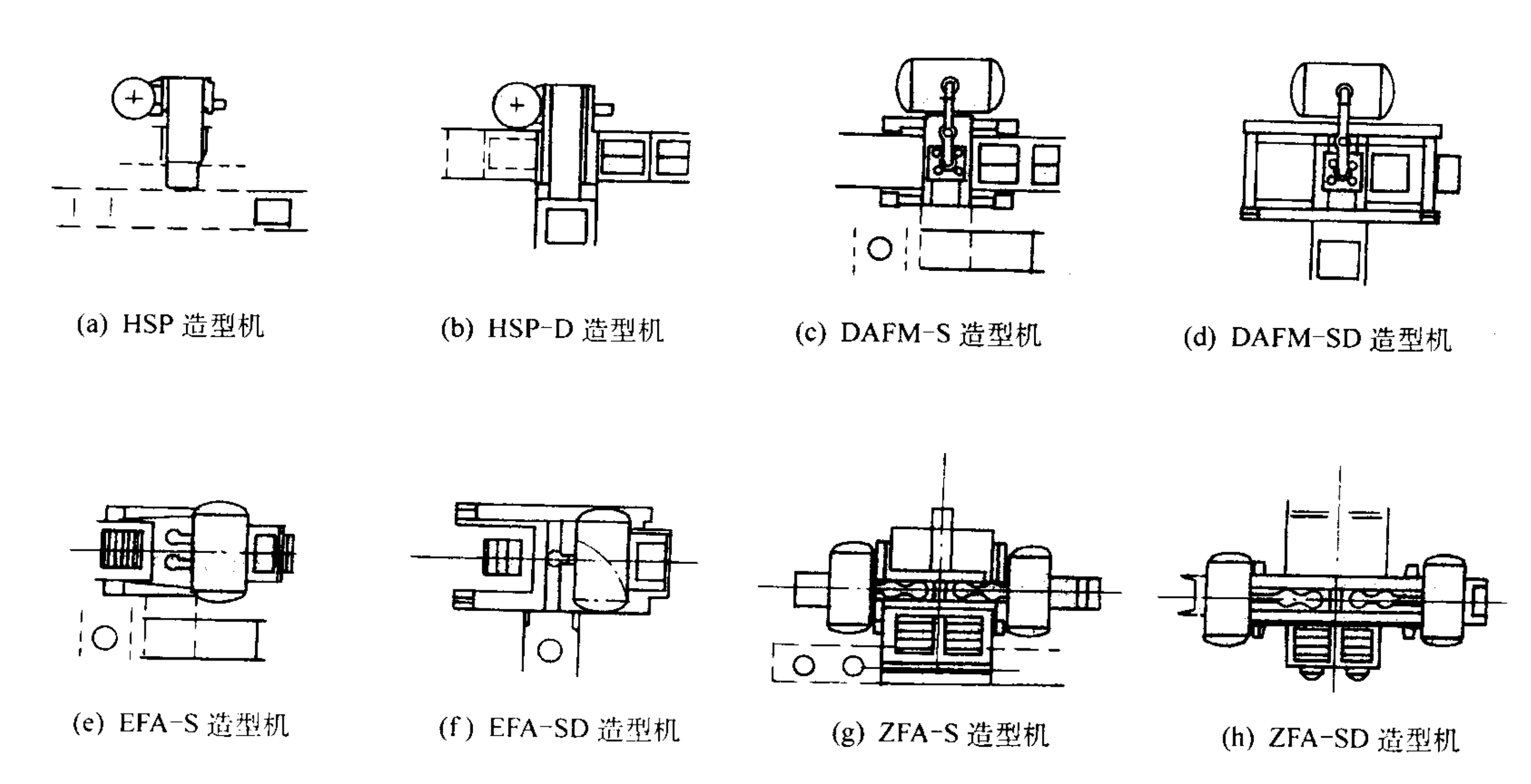


图 4.3-43　HWS 公司各种型号静压造型机平面布置示意图

日本新东公司是最早发明和制造静压造型机的公司。早期的静压造型机型号为 APK 型（后转给青岛新东机械有限公司生产），后来又生产 ACE 系列静压造型机。

APK 静压造型机带有快换模板装置，有穿梭式、环形式和转盘式三种，可以在循环周期内更换模板。

吹气阀和多触头液压缸的压力均可以根据工艺要求调节，可以造出吊砂较高砂型。同时，用集成块形式实现多触头尺寸小型化，提高复杂模样的压实效果。它的多触头靠共同管路和特殊设计的节流孔作用，可使所有多触头同时动作，因而不会产生由于多触头动作不谐调而产生型砂横向流动的现象，并通过减小外圈触头面积而获得整体均匀的压实效果。另外，它还采用能保持稳定的脱模精度的水平机构，避免传统用起模架脱模时受到的滚轮磨损的影响，大大提高了脱模的精度。

APK 型静压造型机主要技术规格见表 4.3-17，外形图如图 4.3-44 所示。

表 4.3-17　APK 系列静压造型机主要技术规格

系　列		2	3	4	5	6
生产率/整型·h^{-1}	交替造上下型	—	—	120	110	100
	同时造上下型	200	—	200	200	—
砂箱短内边尺寸/mm		400 ~ 450	500 ~ 550	550 ~ 650	700 ~ 800	900 ~ 1 000
砂箱长边内尺寸/mm		500 ~ 600	600 ~ 700	750 ~ 850	900 ~ 1 000	1 100 ~ 1 200
砂箱高度/mm		150 ~ 200	150 ~ 200	200 ~ 300	200 ~ 300	250 ~ 350
静压压力/MPa		≈0.5				
压实比压/MPa		≈1.0				
说　明		可在上表范围内以 50 mm 为间隔确定砂箱内尺寸及高度尺寸				

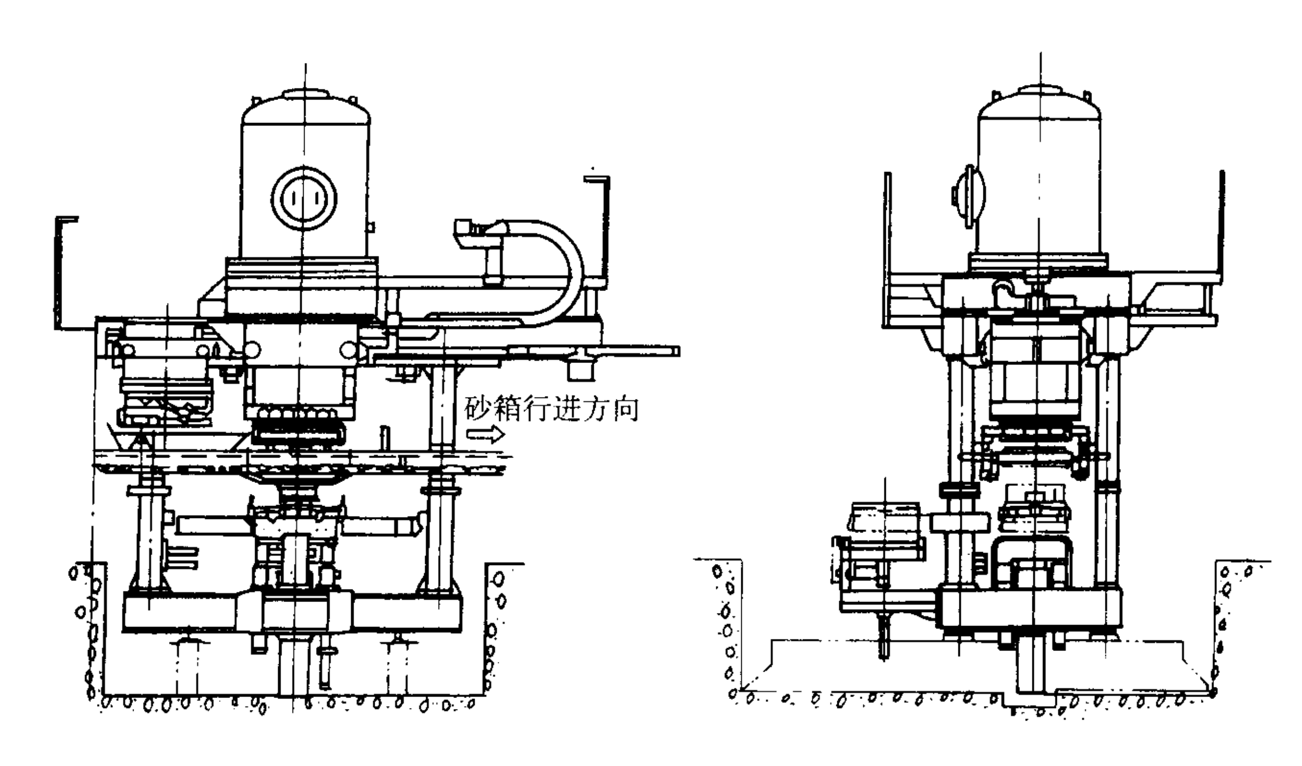


图 4.3-44　APK 型静压造型机外形及主要尺寸

近年，日本新东又研制出 ACE 系列静压造型机。该造型机有如下特点：

1）利用其特有的“加砂反馈系统”，在向砂箱内加砂时能使余砂量趋近 0，并能根据压实后砂型顶面的形状对加砂量进行动态调整，压实后砂型背面几乎是平面，并仅稍高于砂箱口，刮平时刮除的余砂极少。

2）ACE 结构紧凑，外形尺寸小且不需要地坑，适合对现有造型机的更新。

3）喷涂脱模剂是在密闭的砂箱内部进行的，不会向外飞溅，其用量比常规可减少一半，也不会污染周围环境。

4）将加砂装置和压实装置合为一个整体，使 ACE 结构简单且刚性好。

5）可以根据每个模样的轮廓形状于加砂前预置各触头的空间位置，以使砂型各部位都有相同的紧实率，从而使压实后获得均匀一致的强度。

6）加砂斗中的型砂被从砂斗内壁密集的小孔中冲出的压缩空气流态化，其流动性大大提高，即使是很深很窄的沟槽孔洞也能在加砂气流的作用下被充填饱满（见图 4.3-45）。

7）起模时压实起模框向上顶升砂箱时速度平缓，又能保证砂箱下面严格地与模板平行，因此 ACE 起模精度特别高（压实起模框机构见图 4.3-46）。

8）ACE 配有触模式显示屏，通过它可以对每个模样的造型参数（如多触头的布列、加砂气流的气压、压实压力等）进行预选和记录显示。

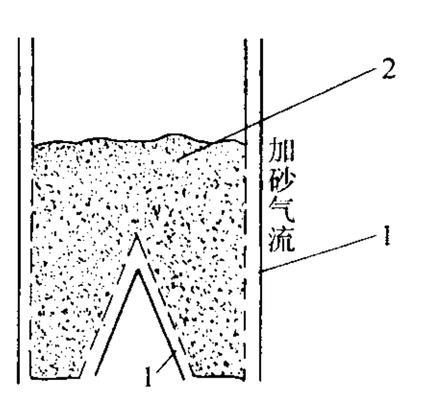


图 4.3-45　气流流态化加砂示意图
1—砂斗夹层壁；2—型砂

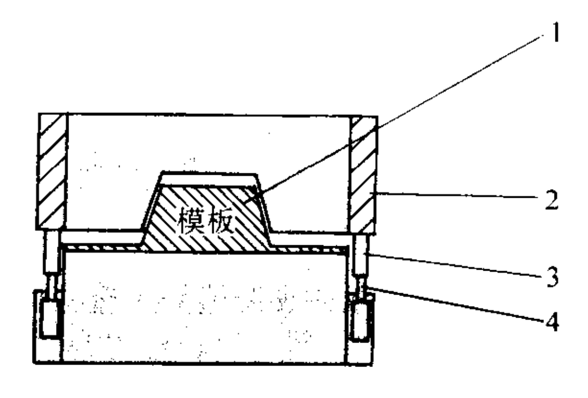


图 4.3-46　压实起模框机构示意图
1—模板；2—砂箱；
3—压实起模框；4—液压缸

ACE 造型机的造型过程示意图见图 4.3-47。设备外形简图如图 4.3-48 所示。

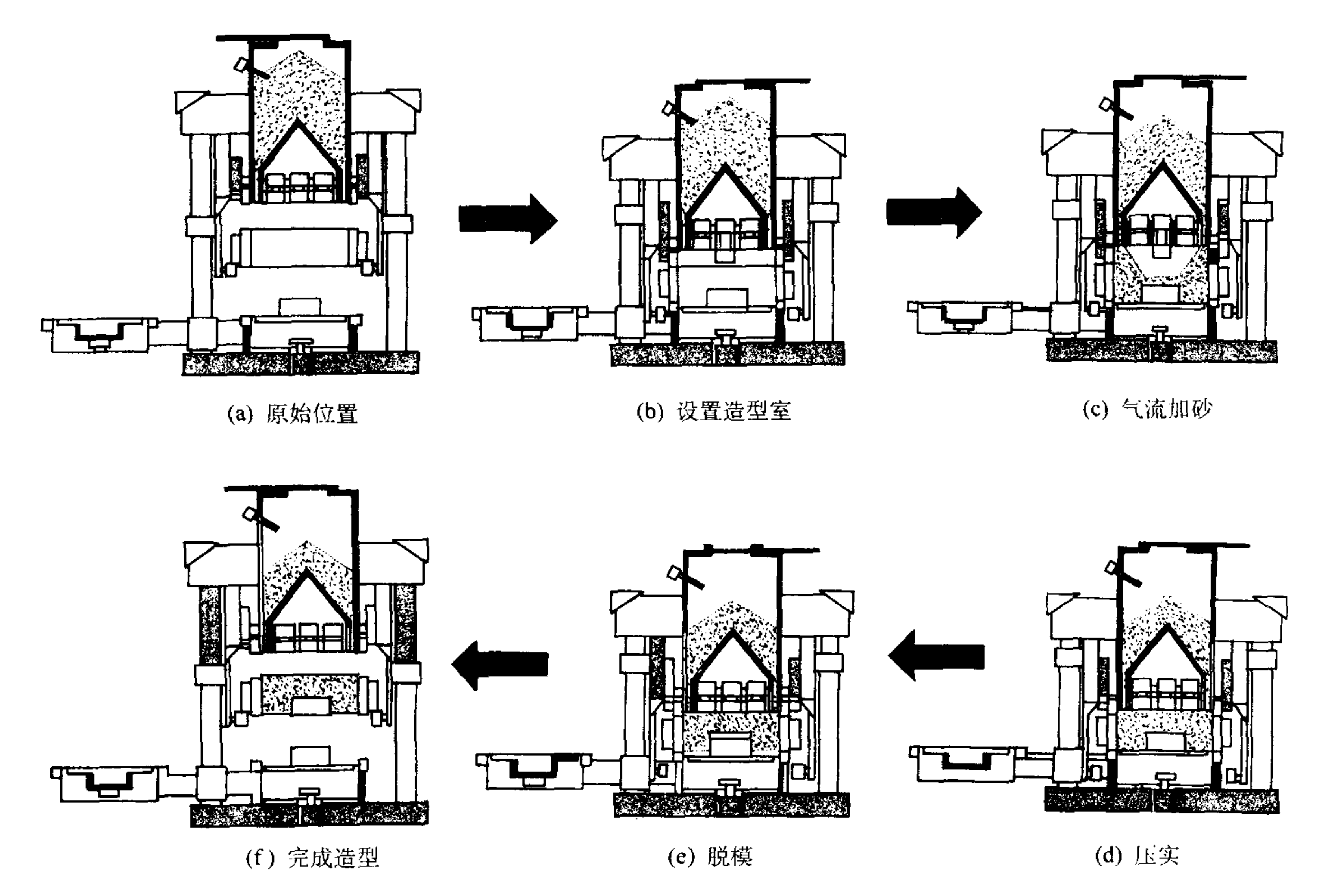


图 4.3-47 ACE 静压造型机造型过程示意图

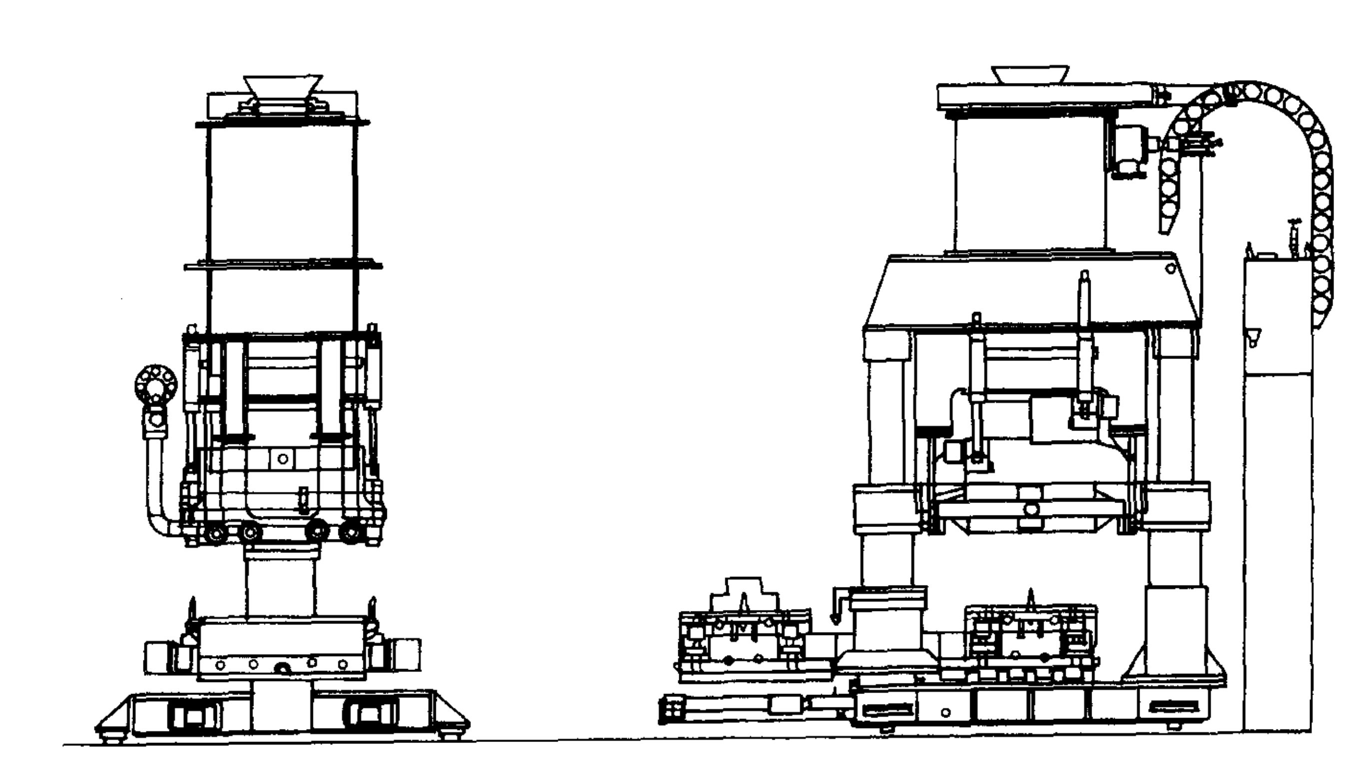


图 4.3-48 ACE 设备外形图

表 4.3-18 ACE 造型机技术规格

型号		ACE—3	ACE—4	ACE—5
生产率/型·h^{-1}	交替造上下型	150	150	150
	双主机造上下型	300	300	300
砂箱内尺寸/mm	长	500~550	600~650	700~800
	宽	600~700	750~850	900~1 000
	高	150~250	200~300	200~300
加砂气压/MPa		≈0.2	≈0.2	≈0.2
压实比压/MPa		≈0.1	≈0.1	≈0.1

2 制芯设备

2.1 概述

铸件的内腔一般是由砂芯形成的，难以起模的局部外形，也往往用砂芯形成。因此，制芯是铸造生产中一个重要生产环节。尽管制芯方法很多，但其制芯工艺大都采用各种类型的有机化学产品——树脂作为黏结剂。而制芯设备的发展也是随着黏结剂的发展而发展。

20世纪50年代，制芯采用油砂烘干硬化，水玻璃砂CO_2硬化及酸性苯酚（或呋喃）催化自硬化，20世纪60年代开始出现呋喃（或酚醛）树脂热芯盒制芯，以及酚醛/氨基/甲酸乙酯/胺冷芯盒制芯；20世纪70年代又出现酚醛氨基甲酸乙脂自硬及呋喃SO_2冷芯盒制芯。到了20世纪80年代，冷芯盒制芯又得到了进一步发展，出现“游离基”SO_2冷芯盒、脂硬化酚醛树脂冷芯盒、环氧树脂冷芯盒等。当前，制芯设备正朝着提高设备机械化和自动化控制的方向发展，PLC的应用及故障诊断显示和储存等先进技术已在制芯机中得到大量采用。另外，在一台制芯机上既可做热芯和壳芯，又可做冷芯的一机多能，以及既可采用水平分盒，也可采用垂直分盒或多方向分盒的芯盒的多用途制芯机也是当前及今后的发展方向。在砂芯大量生产车间已开始使用自动化程度很高的制芯中心，或专用流水线，并使用机器人和机械手。

2.1.1 制芯设备的分类

制芯设备通常按其所采用的硬化工艺分为芯盒外加热硬化、芯盒内通气硬化、芯盒内加热硬化和芯盒内自硬化等四种。

芯盒外加热硬化采用普通的制芯机或手工制芯后，送入烘干炉烘烤硬化。这种制芯工艺由于生产周期长，生产率低，只在小批量、多品种的场合中采用。因此，本章重点介绍其他3种硬化工艺的制芯设备（见表4.3-19）。

表4.3-19 根据硬化工艺分类的制芯设备

工艺	使用黏结剂	砂芯尺寸	最佳固化温度/℃	抗湿存放性能	制芯设备
芯盒内加热硬化	壳芯：酚醛树脂	小，中	260	好	壳芯机
	热芯：呋喃树脂 酚醛树脂	小，中，大	230	好	热芯盒射芯机多用途射芯机
	温芯：呋喃树脂 酚醛树脂	小，中，大	150～190	尚好	
芯合内自硬化	酸固化呋喃类树脂	小，中，大	室温	好	1)射芯机 2)混砂直接进入芯盒
	酚醛异氰酸脂	小，中		好	
	脂硬化碱性酚醛树脂	小，中		尚好	
	无机黏结剂	小，中，大		好	
芯盒内通气硬化	胺硬化异氰酸脂	小，中	室温	好	冷芯盒射芯机
	SO_2硬化呋喃树脂	小，中		好	
	SO_2硬化环氧树脂	小，中		好	
	SO_2硬化异氰树脂	小，中		好	
	甲基甲酸脂硬化的碱性酚醛树脂	小，中		好	
	CO_2硬化聚丙稀酸脂	小，中		尚好	
	CO_2硬化水玻璃	小，中		差	
说明		室温通常为15～25℃。室温低于15℃时，可能需要过量固化剂，而且会出现差的固透性			

2.1.2 制芯设备的选用

制芯设备的选用可以根据两种情况来考虑。

（1）根据生产形式选用

1）机械化、自动化生产形式　机械化、自动化生产的铸造厂一般需要大量的砂芯，要求制芯设备生产率高、占地面积小，运输量小，并且容易组织机械化、自动化生产以满足铸造生产的需要。因此，可选择如下两种硬化工艺的制芯设备。

① 芯盒内加热硬化制芯设备　芯盒内加热硬化制芯设备主要有热芯盒射芯机、壳芯盒机及多用途制芯机。这些制芯设备采用电或煤气对金属芯盒内的砂芯加热硬化成形。制出的砂芯强度高、表面光洁、尺寸精度高，一般不必采用芯骨，溃散性好。同时，单台设备结构紧凑，占地面积小，生产率高，运输方便。

尽管芯盒内加热硬化制芯设备能耗较高，但由于具有上述优点，而且电和煤气等能源容易获得，因而得到许多铸造厂广泛使用。

② 芯盒内通气硬化制芯设备　芯盒内通气硬化制芯设备主要是冷芯盒射芯机。由于冷芯盒射芯机采用对芯盒内的砂芯通入气体硬化成形，不需要加热，因此对芯盒材质无特殊要求。如采用吹二氧化碳硬化工艺，则对环境无污染，硬化时间短，采用砂芯材料（水玻璃砂）便宜，但砂芯质量较差，存放期不佳（存放期超过24 h可能芯子易碎且强度降低），落砂溃散性也差。用二氧化硫和三乙胺冷芯盒法工艺生产的砂芯，由于树脂固化快速，在几秒钟内即可生产出强度高、可搬运的砂芯，生产率很高，芯子质量也很好，容易运输，芯子落砂溃散性好。由于具有很好的固化性能，因此容易制出各种复杂的砂芯。

但是，采用二氧化硫和三乙胺硬化工艺存在下列问题，需认真考虑：

（a）二氧化硫和三乙胺均对人体有害，必须采取严格的安全措施（例如防泄漏和尾气净化等）。

（b）芯盒经过长时间使用，芯盒内会出现树脂堆积层，必需经常清理芯盒。

（c）所采用的有机过氧化物是一种低黏度、无色的液体。它有强的氧化性、助燃，若过分加热还会自燃。因此必

须根据生产厂家的建议，细心、严格地搬运与储存。

(d) 采用二氧化硫硬化工艺，还需注意铸件会从砂芯表面吸硫，特别是球墨铸铁件表面吸硫，需要加以注意。

2) 中等批量中型铸件生产和单件小批量、大型铸件生产　芯盒内常温自硬化制芯工艺采用呋喃树脂和酸固化剂，树脂以脲醛树脂或酚醛树脂为基础加入糠醇进行改性。硬化过程在常温下完成，对芯盒材质无特殊要求，可以生产出复杂的砂芯及可用一个整芯子来代替需要组合到一起的几个芯子。另外，采用这种工艺砂芯尺寸几乎不受限制，因此，芯盒内常温硬化工艺适于中等批量生产中型铸件和单件小批量生产大型或特大型铸件的生产场合。

不过，采用这种硬化工艺还存在下列缺陷，需要采取相应措施加以解决：

① 由于黏结剂中的高含氮量，铸件易产生针孔和裂纹缺陷。

② 由于各种呋喃树脂砂系的高温膨胀特性不同会引起铸造过程尺寸变化。这就要求对关键性铸件，一旦芯盒装置正式投入使用就不应再轻易去改变树脂组分及其在芯砂中的含量。

③ 当芯砂中硫量高于一定含量时，在球墨铸铁件的表面上可能产生片状石墨。

④ 当呋喃树脂黏结的芯砂用磷酸固化时，在灰铸铁或球墨铸铁件表面可能出现磷共晶组织。

3) 单件小批量手工生产　这种生产方式一般生产率很低，生产过程有充分时间准备砂芯，可采用芯盒外加热硬化的工艺生产砂芯。生产砂芯时，先将砂芯在芯盒内成形，然后将砂芯取出放入烘干炉内进行硬化。这种工艺整个生产周期长，运输量大，占地面积也大，生产出的砂芯精度差，变形量大。

(2) 根据砂芯本身选用

1) 形状一般的芯，宜采用热芯盒或壳芯盒射芯机。

2) 细而薄或形状复杂、表面质量要求高且重量不大的砂芯，可采用覆膜砂热芯盒法制芯。

3) 厚、大的砂芯或精度尺寸和表面质量等要求高的复杂砂芯，宜采用冷芯盒制芯。厚大砂芯若用芯盒内加热硬化则可能表面过烧而中间还未硬化，浇注时产生的大量气体进入铸件而形成气孔等缺陷。若因各种条件限制不能采用冷芯盒制芯，也可在热芯盒上设立抽模机构，使厚大砂芯做成中空。

另外，壳芯盒射芯机宜采用垂直分盒，热芯盒射芯机宜采用下顶芯式接芯叉出芯。对于重量大的砂芯，可在开模后先将下芯盒移出机外，再采用机械手或吊具出芯。

2.2　热芯盒射芯机

热芯盒工艺是将液态热固性树脂和催化剂与原砂通过混砂机混合制成混合物，采用压缩空气射入芯盒内用180～240℃加热。由于热的作用，固化剂中的酸释放出，使砂子混合物硬化。此工艺于20世纪60年代发展很快，得到铸造厂普遍采用。当加热温度低于190℃时（它取决于所采用的树脂和固化剂）则称为温芯盒工艺。

热芯盒射芯机生产率高，生产的砂芯质量好，溃散性好，黏结剂价格较低，加入量也少，故生产成本较低。芯砂的混砂可采用一般的混砂机（如碾轮式混砂机）即可。

热芯盒射芯机有单工位和双工位；有上顶芯式和下顶芯式；有水平分盒、垂直分盒或垂直加水平分盒等。

2.2.1　单工位热芯盒射芯机

(1) Z86型单工位热芯盒射芯机

该机为单工位、垂直分盒，由底座、立柱、砂斗、射砂机构、夹紧机构、升降工作台、加热板、空气管路系统及电气控制系统等组成。其出芯方式有漏芯式、转出式及移出式3种。该型号射芯机技术规格见表4.3-20。

表4.3-20　Z86型单工位热芯盒射芯机技术规格

型　号	Z861	ZZ863	ZZ8612	Z8612B	ZZ8606	ZZ8625	ZZ8635	Z866B	ZZ8625A	SZ12	SZ14	Z8630
砂芯最大质量/kg	0.5	2.5	12	12	6.0	25	30～40	6.3	25	25	125	30
芯盒最大尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	250×124×22	280×200×200	550×400×350	400×450×350	450×300×300	700×450×400	800×600×400	400×300×300	750×550×360	630×500×420	1 700×1 500×600	800×600×320
生产率/盒·h^{-1}	—	40	40	40	45	30	20	—	36	—	55	65
电气安装功率/kW	—	0.12	22	8～12	19	40	50	8～12	50	50	176	40
压缩空气压力/MPa	0.6	0.6	0.5～0.7	0.45～0.7	0.5～0.7	0.5～0.7	0.5～0.7	0.45～0.7	0.6	0.6～0.7	0.6～0.7	—
耗气量/m^3·次$^{-1}$	0.005	0.03	—	0.32	—	—	—	0.32	0.6	0.5	2.0	—
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	795×594×802	1 260×1 130×2 027	3 300×2 550×2 700	1 650×1 354×2 178	3 000×2 400×2 490	3 600×2 700×3 000	2 550×3 980×3 400	1 130×1 457×2 172	2 920×1 360×3 055	1 470×960×2 600	7 100×6 200×5 194	5 970×2 600×5 320
机器质量/kg	225	880	2 500	1 300	2 000	3 550	—	750	5 000	3 000	13 000	16 000
生产厂家	重庆铸机	重庆铸机 苏州铸机	苏州通力	苏州铸机	苏州通力			苏州铸机				江阴三铸机

无锡新安特种机械制造有限公司生产的Z86系列水平分型射芯机采用干态酚醛树脂砂制芯，采用进口PLC控制，设有清理模具装置和上涂料装置，配有储气包，每一动作循环时间（不包括加热固化时间）为30～40 s，加热温度自动调节并由仪表数字显示。此系列水平分型射芯机技术规格见表4.3-21。

(2) Z8625B、Z8640B全自动下顶芯热芯盒射芯机

Z8625B和Z8640B射芯机是一种新型的下顶芯式起芯，它具有射芯和起芯二个工位，适于射制25 kg和40 kg以下水平分型的砂芯，装置了抽模和夹紧机构，适于水平分型四开模芯盒，适用热芯盒砂和覆膜砂制芯。本机起芯时砂芯从下芯盒顶出后取芯，芯废率很低。本机只要装置相应的吹气挡板机构和必要的辅助装置，即可改为冷芯盒制芯机。两种机型结构简图见图4.3-49，技术规格见表4.3-22。

(3) ZHTO系列水平分型射芯机

表 4.3-21 无锡新安 Z86 系列水平分型射芯机技术规格

型号	Z8620	Z8625	Z8620A	Z8630	Z8640
模板最大尺寸/mm	600×500×2 200	740×600×220	600×500×(250~400)	840×650×250	1 000×800×280
压缩空气压力/MPa	0.6	0.6	0.4~0.6	0.6	0.6
外形尺寸(高/mm)×(宽/mm)×(长/mm)	2 100×1 300×3 000	2 800×1 740×3 250	2 300×1 300×3 000	3 140×1 950×3 400	3 500×2 000×3 800
加热功率/kW	根据模具大小选定				

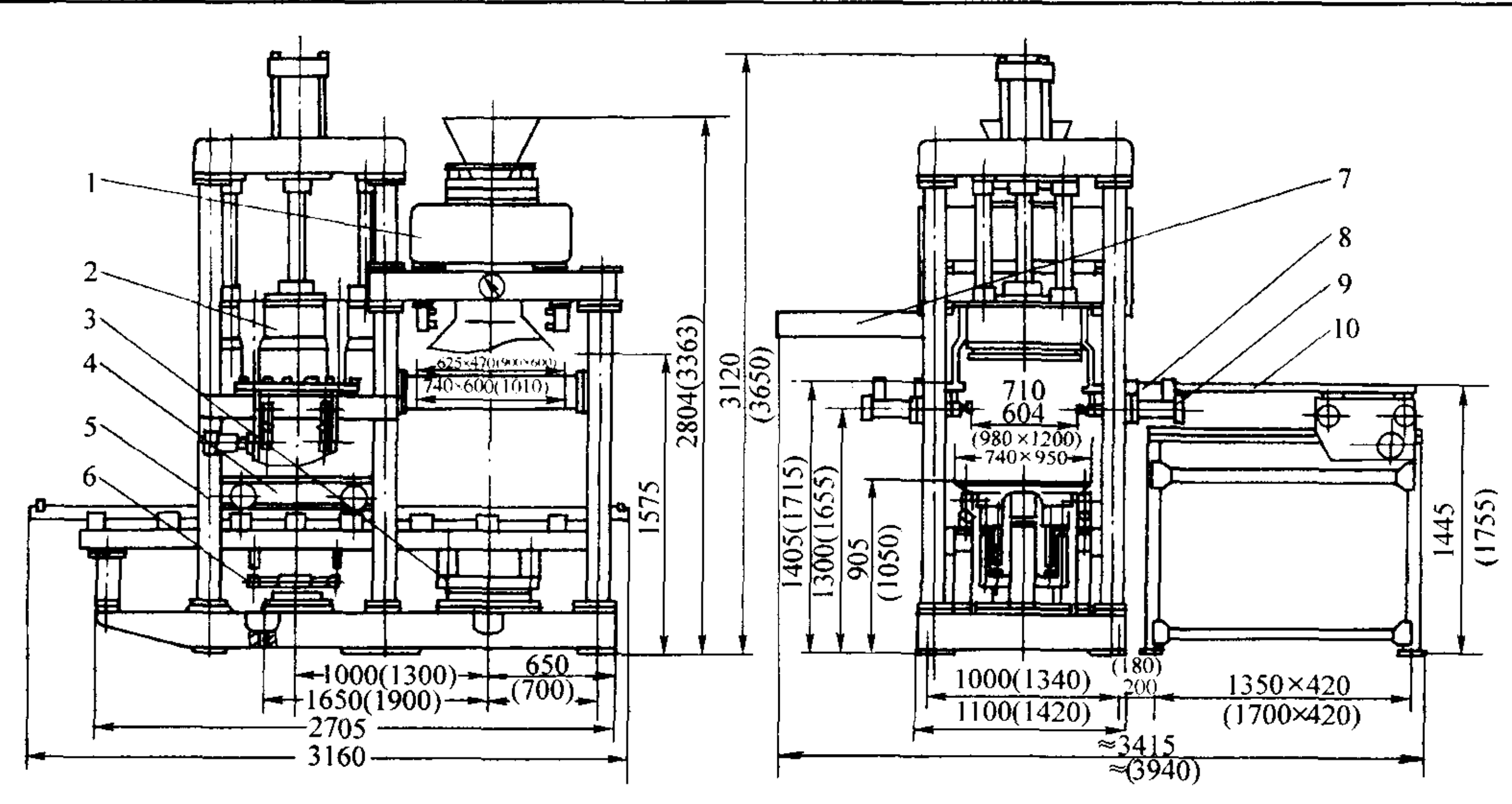


图 4.3-49 Z8625B（Z8640B）射芯机简图

1—射砂机构；2—上顶芯机构；3—顶芯机构；4—驱动工作台；5—机架；
6—下顶芯机构；7—吹气挡板机构；8—抽模机构；9—夹紧机构；10—取芯小车

表 4.3-22 Z8625B（Z8640B）射芯机主要技术规格

型号	Z8625B	Z8640B
砂芯最大质量/kg	25	40
芯盒最大尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	740×600×540	1 000×700×700
每件作业循环时间/s	40（机动）	45（机动）
电气安装功率/kW	50	50
压缩空气消耗量/m^3·次$^{-1}$	1（0.6 MPa 时）	1.2（0.6 MPa 时）
分盒和顶芯方式	水平，下顶芯	水平，下顶芯
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	3 160×3 415×3 120	4 000×3 900×3 650
机器质量/kg	6 000	7 800
生产厂家	苏州铸机厂	

ZHTO 系列射芯机水平分型，射砂筒直线位移，返回时定量自动加砂；射砂嘴特殊设计，无喷砂和漏砂现象；采用下顶芯，接芯小车取芯；射头射砂后自动移开，射砂板无须水冷；射砂头内设挡砂装置，在更换射砂板时，射砂头内的余砂不会漏下；整机采用液压或气压油，动作平衡；设有清理机构和斗式提升机封闭加砂；该系列射芯机适用各类缸体缸盖水套芯、端盖芯、曲轴箱芯及壳型等。无锡市卡斯汀机械制造有限公司生产的 ZHTO 系列射芯机技术规格见表 4.3-23。无锡市华佩机械制造有限公司生产的 ZHTO 系列射芯机技术规格见表 4.3-24。

(4) Z94 系列垂直分型射芯机

Z94 系列射芯机垂直分型，射头不需水冷，自动定量加砂、合模平稳准确，模温可调并自动控制。它主要用于覆膜砂生产小、细、薄的砂芯。Z94 系列射芯机外形结构图见图 4.3-50，技术规格见表 4.3-25。

(5) SLC 系列、SHA 系列和 SVA 系列射芯机

表 4.3-23 无锡卡斯汀 ZHTO 系列射芯机技术规格

型号	ZHTO—540	ZHTO—550	ZHTO—650	ZHTO—750	ZHTO—860	ZHTO—1070	ZHTO—1280
芯盒最大尺寸（长/mm）×（宽/mm）	500×400	500×500	700×500（600×500）	700×500	800×600	1 000×700	1 300×900（1 200×800）
芯盒厚度 h/mm	400	210	400	260	690	800	850
制芯质量/kg	25	—	25	—	40	45	50
单循环时间/s	40	20	40	28	50	50	50
射砂压力/MPa	0.2~0.4	0.2~0.4	0.2~0.4	0.2~0.4	0.2~0.4	0.2~0.4	0.2~0.4
电加热功率/kW	30	—	40	—	80	100	120
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	970×1 700×3 000	—	1 850×1 130×3 000	—	3 500×1 400×3 640	3 800×1 820×4 460	4 380×2 020×4 510
净重/kg	3 000	—	3 500	—	6 500	7 500	10 000

表 4.3-24 无锡华佩 ZHTO 系列射芯机技术规格

型号	ZHTO75	ZHTO86	ZHTO96	ZHTO107	ZHTO128
芯盒尺寸（长/mm）×（宽/mm）	700×500	800×600	900×700	1 000×700	1 200×800
芯盒厚度 h/mm	400	650	750	800	850
砂芯质量/kg	25	40	40	45	50
砂斗容积/kg	200	200	250	250	250
电热功率/kW	40	60	80	100	120
射砂压力/MPa	0.25～0.45				
操作方式	手动/自动 单周/循环				
砂芯种类	酚醛覆膜砂				
备注	设备做改动也可用于冷芯				

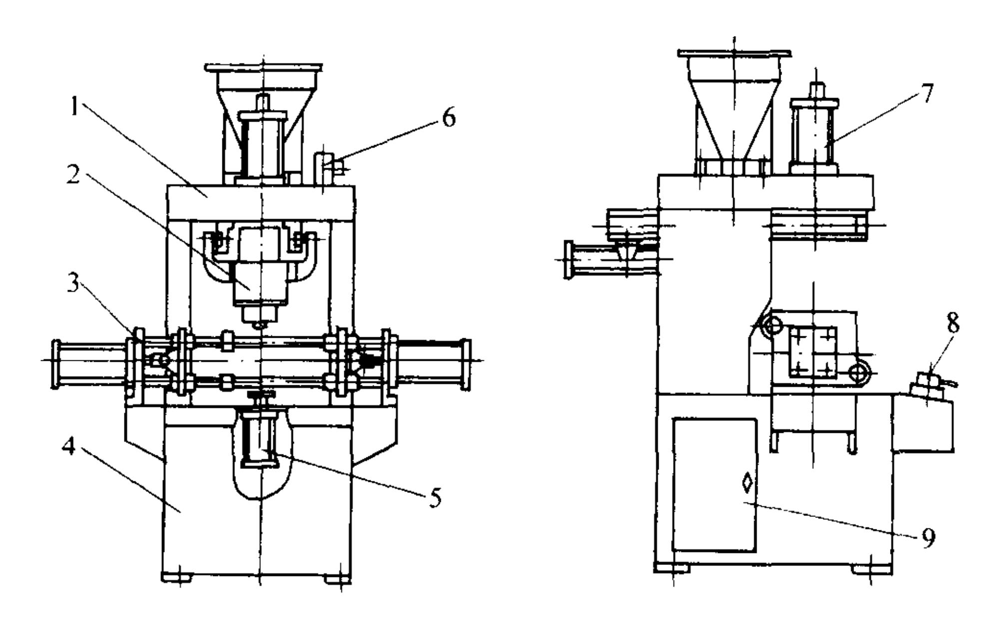


图 4.3-50 Z94 系列射芯机外形结构图
1—顶架；2—射筒；3—模架；4—机身；5—抽芯缸；6—射砂阀；7—压气缸；8—操作阀；9—电控柜

表 4.3-25 Z94 系列射芯机技术规范

型号	Z9404	Z9404F	Z9406	Z9406B	Z9406A	Z9407	ZS944	ZS945	ZS946
芯盒尺寸(长/mm)×(宽/mm)	400×300	400×300	600×400	600×400	600×400	700×450	400×400	500×400	600×400
芯盒厚度 h/mm	300	200	300	300	300	350	300	300	350
制芯质量/kg	20	20	25	25	25	25	3	5	8
单循环时间/s	25	45	25	25	48	30	—	—	—
射砂压力/MPa	0.2～0.4						0.25～0.45		
电加热功率/kW	20	20	20	30	50	30	20	25	30
外形尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	1 560×2 120×2 270	1 680×2 300×2 230	2 000×2 800×2 600	1 800×1 920×2 600	1 850×2 560×2 380	3 160×3 960×2 730	—	—	—
净重/t	2	2	3.5	3.5	3.5	4	—	—	—
生产厂家	无锡卡斯汀机械有限公司						无锡华佩机械有限公司		

西班牙洛拉门迪（Loramendi）有限公司生产的制芯设备有 SLC、SHA 和 SVA 三种系列。SLC 三种类型：SLC1 为水平分盒，SLC2 为垂直分盒，SLC3 为水平和垂直分盒两用。3 个系列均为单工位热芯盒射芯机。

SLC 系列的射芯机安装简单，不需要地基。它采用射砂筒移出接砂，下芯盒移出取芯。SHA 系列为水平分盒，其中 C 型为下芯盒移出人工取芯，R 型为接芯叉取出砂芯，X 型为机械手取出砂芯，GR 型为下模可翻转 180°顶出砂芯，然后由移出机构将砂芯送出机外。SVA 系列为垂直分盒，射砂量有 16～130 L 多种规格，出芯时动盒转 90°顶出砂芯，再由移出机构将砂芯送出机外。

3 种系列射芯机都能满足热芯盒和冷芯盒制芯工艺，并设有芯盒更换装置。另外，自动锁芯（key core）射芯机可以将数个砂芯通过 key core 射芯方式从各个单芯预留出的，能使连成一串的"锁紧孔"射入冷芯砂，再吹气硬化，组合连接成一个整体芯（见图 4.3-51），不需要使用黏胶或螺栓。另外，还有采用"二次射芯"的"包芯技术方法"。

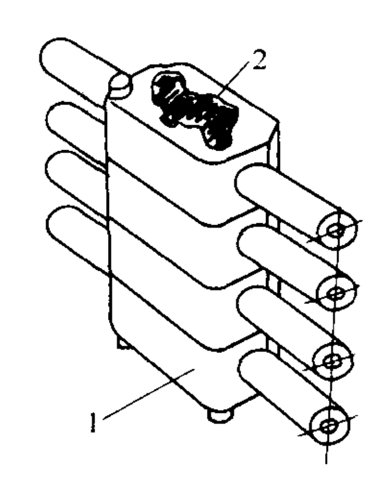


图 4.3-51 锁芯技术（key core）示意图
1—单个砂芯；2—锁紧孔二次射芯部分

SLC 系列射芯机技术规格见表 4.3-26；SHA 系列射芯机技术规格见表 4.3-27；SVA 系列射芯机技术规格见表 4.3-28。

表 4.3-26 SLC 系列射芯机技术规格

型号	SLC2-25L/CCE	SLC2-40L/CCE	SLC2-40L/CF	SLC2-60L/CF
芯盒最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	800×600×500	1 000×800×500	1 000×800×500	1 200×1 000×800
射砂量/kg	32	50	50	75
分盒最大开启行程/mm	275	275	275	290
循环周期/s	19	20	20	33
电加热功率/kW	115	142	58	58

续表 4.3-26

型　号	SLC2 - 25L/CCE	SLC2 - 40L/CCE	SLC2 - 40L/CF	SLC2 - 60L/CF
冷却水量/L·min⁻¹	40	50	40	40
分盒及出芯方式	水平分盒，芯盒翻转移出机构出芯			
耗气量/m³·h⁻¹	155	250	500	825
机器质量/t	12	14	14	18
说明	CF 为冷芯盒，CCE 为热芯盒			

表 4.3-27　SHA 系列射芯机技术规格

型　号	SHAC - 16/25L	SHAC - 40/60L	SHAC - 110L	SHAR/SHAX - 16/25 L	SHAR/SHAX - 40/60 L	SHAR/SHAX - 110 L	SHAGR - 40/60 L
芯盒最大高度/mm	300	400	500	300	400	400	320
芯盒最大宽度/mm	600	1 000	1 000	600	1 000	1 000	1 100
芯盒最大深度/mm	700	1 000	1 400	700	1 200	1 400	1 200
射砂量/kg	22/35	60/90	165	22/35	60/90	165	60/90
固化时间/s	23	26	28	22	24	27	24
电气安装功率/kW	30	40	40	30	40	40	40
天燃气耗量/J·h⁻¹	63 000	83 000	120 000	63 000	83 000	120 000	83 000
空气消耗量/m³·次⁻¹	0.69	1.4	1.75	0.6	1.4	1.75	1.4
冷却水量/m³·h⁻¹	0.45	0.9	1.25	0.45	0.9	1.25	0.9
分盒及出芯方式	水平分盒，下模移出取芯			水平分盒，SHAR 接芯叉出芯，SHAX 机械手出芯			水平分盒
机器质量/t	13.5	20	25	13.5	20	25	20
说明	SHAGR 为下芯盒翻转落芯移出机构出芯						

表 4.3-28　SVA 系列射芯机技术规格

型　号	SVA - 10L	SVA - 16L	SVA - 25L	SVA - 40L	SVA - 60L	SVA - 110L	SVA - 16/25L	SVA - 40/60L	SVA - 60/110L	SVA - 110/130L
芯盒最大高度/mm	400	500	500	800	1 000	1 000	500	600	900	900
芯盒最大宽度/mm	150 + 150	200 + 200	200 + 200	250 + 250	300 + 300	300 + 300	150 + 150	250 + 250	330 + 330	370 + 370
芯盒最大深度/mm	600	700	700	800	1 400	1 400	800	1 200	1 400	1 600
射砂量/kg	12	22	30	60	90	150	22/35	56/84	84/154	152/182
排气能力 m³·h⁻¹	5 000	5 000	5 000	6 000	8 000	8 000	5 000	6 000	8 000	8 000
固化时间/s	18	18	18	20	26	26	17	20	20	22
电气安装功率/kW	20	25	25	35	40	40	25	35	40	40
天燃气耗量/kg·h⁻¹	3	4	4	5	14	14	2	4	4.5	6
空气耗量/m³·次⁻¹	0.17	0.25	0.25	0.5	0.84	0.849	0.59	1.25	1.6	1.67
冷却水量/m³·h⁻¹	0.3	0.6	0.6	0.8	1	1	0.45	0.73	0.95	1.3
分盒及出芯方式	垂直分盒，芯盒翻转，移出机构出芯									
机器质量/t	6.8	7.9	7.9	13.2	24	24	6.8	19	24	25

(6) FC、HS 系列热芯盒射芯机

德国 Hottinger 公司生产的 FC 和 HS 系列热芯盒射芯机可用于热芯盒、冷芯盒、壳芯和二氧化硫硬化工艺生产。其制芯设备有 3 个系列及多种型号，每个系列产品均配备了芯盒自动更换装置。热芯盒制芯机可用电加热，也可用燃气加热。同时，还可配套取芯叉或取芯垫板，实现全自动操作。

SA、Flexicore 和 HVA 系列制芯机可实现从半个芯盒上直接手工取芯，还提供自动砂芯装配系统及配套的各种输送装置及机械手（包括自动黏合芯装置、“芯包芯”工艺和自动螺栓砂芯装配），并有砂芯质量自动检查控制系统等。

FC 和 HS 系列热芯盒射芯机见表 4.3-29 及表 4.3-30。

表 4.3-29 FC及HS—HVA系列单工位热芯盒射芯机主要技术规格

型　号		FC-16-HS	FC-22-HS	FC-32-HS	FC-45-HS	HS-16-HVA	HS-22-HVA	HS-32-HVA
芯盒最大高度/mm	水平	—	—	—	—	380+80	700+80	900+80
	垂直	450	600	860	900	550	750	900
芯盒最大宽度/mm	水平	—	—	—	—	700	900	1 100
	垂直	150/150	150/150	180/180	300/300	180/180	250/250	300/300
芯盒最大深度/mm	水平	—	—	—	—	670	750	800
	垂直	600	800	1 000	1 400	600	750	960
射芯量/dm^3		18	28/40	40/65	65/85	28/40	40	65/80
每一循环机动时间/s		11	14	20	20	23	24	31
电气安装功率/kW		28+36(电热)	41+72(电热)	54+108(电热)	90+108(电热)	13+60(电热)	16+80(电热)	23+100(电热)
天燃气耗量/$m^3 \cdot h^{-1}$		12	16	28	—	16	19	23
冷却水量/$m^3 \cdot h^{-1}$		1	1	1.8	3	0.8	1.2	1.6
压缩空气耗量/$m^3 \cdot$次$^{-1}$		0.07	0.12	0.18	0.2	0.09	0.1	0.12
分盒及顶芯方式		垂直分盒			水平/垂直分盒			
外形尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)		3 700×3 600×3 800	3 500×4 500×4 150	4 000×4 500×4 800	6 000×6 000×5 500	3 000×3 400×3 670	4 000×4 000×4 450	5 500×4 400×4 480
机器质量/t		5.7	8.3	16.3	20.0	5.0	9.0	14.0
说明		FC为垂直分盒，HVA为水平/垂直分盒						

表 4.3-30 HS系列热芯盒射芯机主要技术规格

型　号	HS-16-HA	HS-22-HA	HS-32-HA	HS-60-T3	HS-85-T3	HS-100-T3	HS-140-T3
芯盒最大高度（水平）/mm	250+80	250+80	400+100	300	400	400	500
芯盒最大宽度（垂直/水平）/mm	450	650	850	/850	/1 150	/1 400	/2 000
芯盒最大深度/mm	580	780	1 000	600	850	1 000	1 400
射芯量/dm^3	28/40	40/65	40/65/80	28/40	40/65	65/80/100	80/100/150
每一循环机动时间/s	18	19	23	29	30	32	42
电气安装容量/kW	15+30(电热)	20+40(电热)	28+70(电热)	36+64(电热)	45+160(电热)	45+260(电热)	60+480(电热)
空气耗量/$m^3 \cdot$次$^{-1}$	0.09	0.1	0.12	0.15	0.2	0.25	0.35
天然气耗量/$m^3 \cdot h^{-1}$	9.0	13.5	17	26	48	65	100
冷却水量/$m^3 \cdot h^{-1}$	0.5	0.6	0.8	1.3	1.5	1.8	2.5
分盒方式	水平分盒						
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	3 500×2 800×3 400	4 300×3 500×3 500	6 500×5 600×4 500	7 600×4 400×3 900	8 800×3 800×3 800	11 800×4 000×4 000	13 600×6 000×4 600
机器质量/t	4.0	5.0	10.0	10.0	16.0	20.0	28.0
说明	HS—热芯盒；HA—水平分盒；T3—多工位						

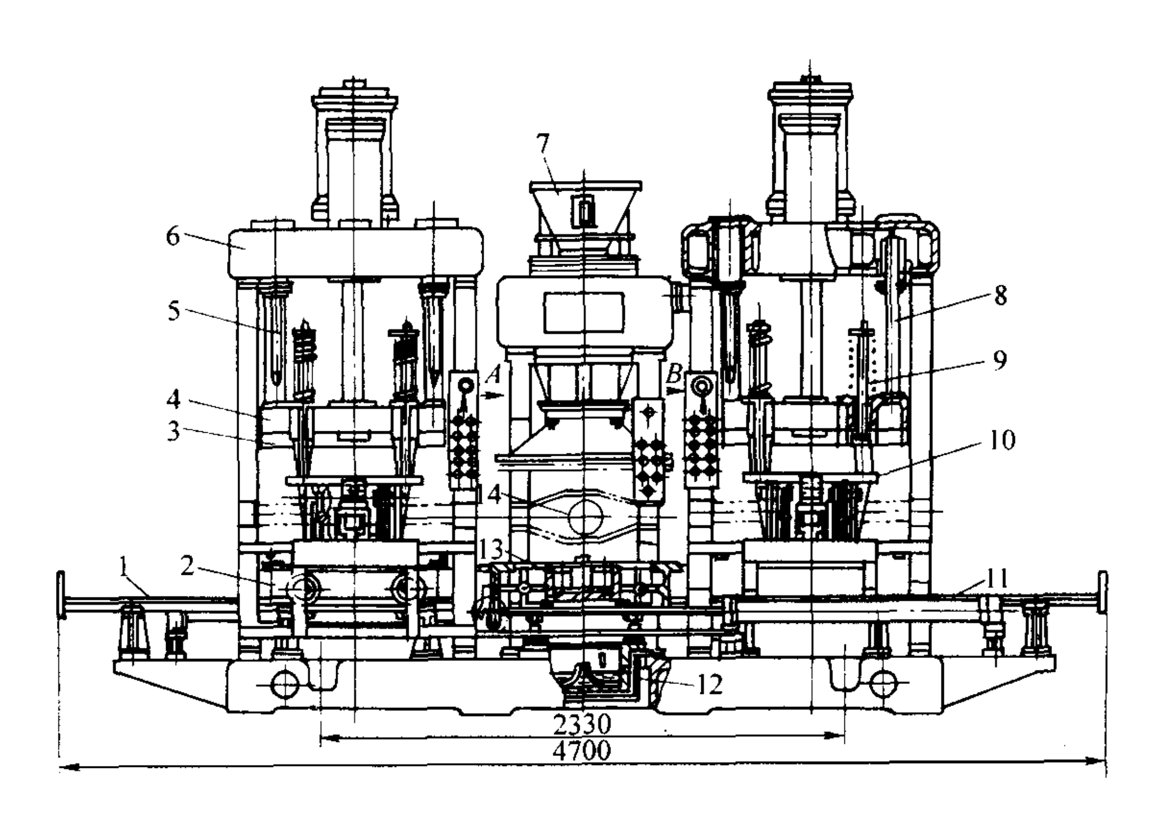
2.2.2 二工位热芯盒射芯机

二工位热芯盒射芯机一般由一个射芯工位和两个起芯工位组成。两个移动工作台来回穿梭，在一副芯盒射完砂固化时，另一副芯盒完成射砂等动作，从而提高了生产率。

二工位射芯机的结构多为四立柱式，而起芯机构则有悬臂式或四立柱式，开盒形式则有二开盒或四开盒两种形式，可以射制水平分盒或水平加垂直分盒（有抽模和夹紧机构时）的砂芯。本系列射芯机适用于汽车、拖拉机、机械等行业大批生产各种形状复杂的砂芯。

1）2ZZ86系列二工位热芯盒射芯机　本系列射芯机结构与单工位的射芯机大致相同，但多了一个起芯工位。结构简图如图4.3-52所示，技术规格见表4.3-31。

2）Z86系列二工位热芯盒射芯机　Z86系列二工位热芯盒射芯机为水平分盒，有垂直分盒抽活块装置和夹紧机构，适用于水平分型四开模芯盒。不仅适用热芯盒砂，而且还可使用覆膜砂制芯。本系列射芯机主要技术规格见表4.3-32。外形尺寸见图4.3-53。



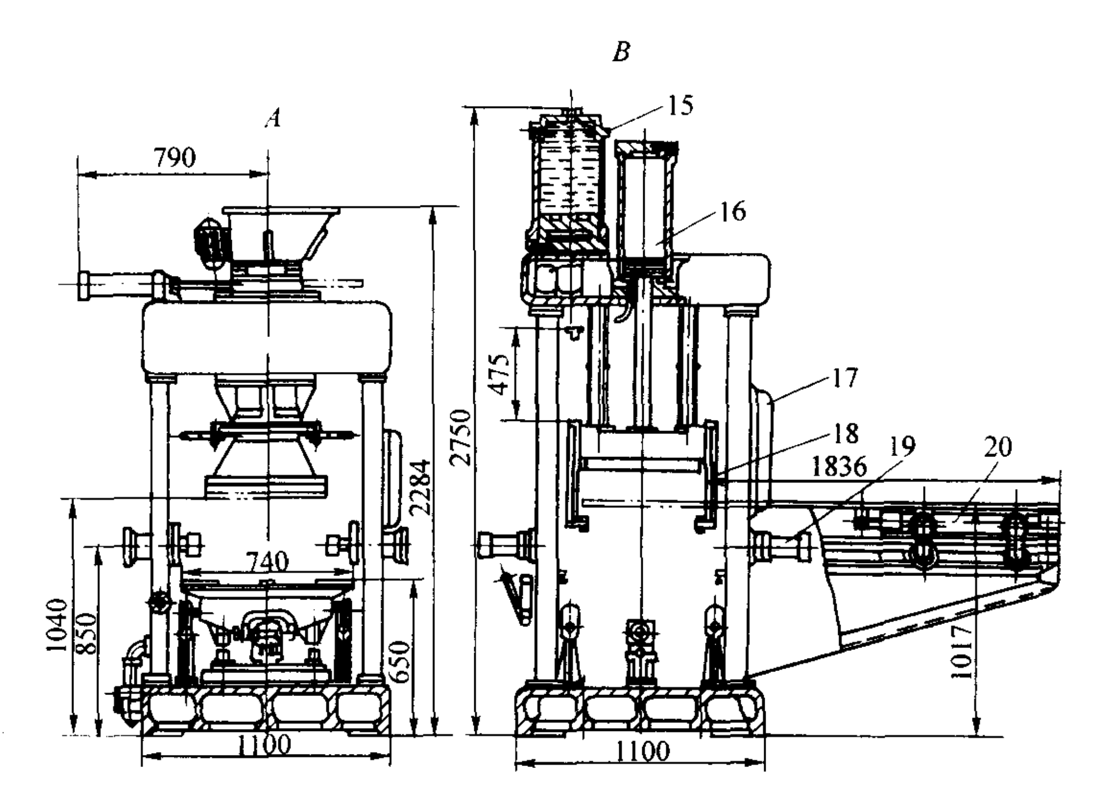


图 4.3-52 2ZZ8625A 热芯盒射芯机结构图

1—方导轨；2—移动工作台小车；3—顶出板；4—提升框架；5—顶杆；6—起芯机横梁；7—射砂机构；8—提升框架导杆；9—顶出板导杆；10—取芯小车；11—移动气缸；12—顶升缸；13—顶芯缸；14—抽模块夹紧装置；15—气油缸；16—提升框架升降缸；17—操作盘；18—提升机械手；19—抽模装置；20—取芯小车驱动缸

表 4.3-31 2ZZ86 系列二工位热芯盒射芯机主要技术规格

型　号	2ZZ8612A	2ZZ8625A	2ZZ8640A	2ZZ8663	2ZZ86100A	2ZZ8612	2ZZ8612B
芯盒最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)	600×400	750×520	1 000×700	1 060×880×690	1 210×1520×870	600×400×300	500×400×200
芯盒规定高度/mm	330	380	440	—	—	—	—
射砂量/kg	12	25	40	63	100	12	12
砂芯最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	500×300×150	650×420×200	900×600×230	—	—	500×300×150	—
砂芯最大挖空深度/mm	140	180	210	—	—	—	—
顶升缸行程/mm	50	40	40	330	450	—	—
抽模缸行程/mm	50	100	300	300	500	—	—
每一循环机动时间/s	48	54	55	65	70	60	60~80
电气安装功率/kW	50	100	150	150	150	—	12.8
空气耗量/$m^3\cdot$芯$^{-1}$	0.5	0.8	1.2	6.0	6.0	—	0.5
冷却水量/$m^3\cdot h^{-1}$	—	—	—	1.5	1.5	—	—
分盒及顶芯方式	水平分盒，四开盒，上顶芯（2ZZ8663 为下顶芯）					水平分盒，上顶芯	

续表 4.3-31

型　号	2ZZ8612A	2ZZ8625A	2ZZ8640A	2ZZ8663	2ZZ86100A	2ZZ8612	2ZZ8612B
机器特点	无射砂筒、射头直接排气的覆膜砂射头，矩形导轨在取芯工位伸出						
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	4 100×2 530×2 840	4 700×2 750×3 000	5 620×3 720×3 140	6 700×5 410×4 635	7 150×7 545×5 353	—	2 300×1 350×2 100
机器质量/t	4.1	8.0	14.0	18.0	30.0	4.9	3.9
生产厂家	苏州铸机公司					重庆铸机	临海铸机

表 4.3-32　Z86 系列二工位热芯盒射芯机主要技术规格

型　号	Z8625C	Z8625D	Z8640C	Z8640D	Z8625D	Z8640B	Z8640C	Z8663
芯盒最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	740×600×540	740×600×540	1 000×700×700	1 000×700×700	750×520×640	900×620×660	1 130×700×760	1 060×880×760
砂芯最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	580×500×150	580×500×150	900×600×230	900×600×230	—	—	—	—
制芯最大质量/kg	25	25	40	40	25	40	40	63
砂芯最大挖空深度/mm	—	130	—	150	—	—	—	—
工作台至射头距离/mm	—	620	—	830	—	—	—	—
工作台台面尺寸（长/mm）×（宽/mm）	—	950×740	—	1 200×980	—	—	—	—
工作台面高度/mm	—	950	—	1 300	—	—	—	—
顶升缸最大行程/mm	—	100	—	100	—	—	—	—
下顶芯最大行程/mm	250	260	330	320	—	—	—	—
每工位循环机动时间/s	50	—	55	—	90	100	100	110
四开模	—	40	—	45	—	—	—	—
二开模	—	35	—	40	—	—	—	—
耗气量/$m^3 \cdot 次^{-1}$	2.0	0.8	2.4	2.4	0.10	0.13	0.13	0.16
设备总功率/kW	100	100	75	150	166	227	255	267
工作气压/MPa	0.5～0.6				0.6～0.7			
冷却水量/$dm^3 \cdot h^{-1}$	—	—	—	—	2 000	2 000	2 000	2 500
砂斗容积/dm^3	—	—	—	—	135	150	150	200
机器外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	4 910×3 415×3 120	5 010×3 100×3 750	6 450×3 900×3 650	6 760×4 100×3 960	6 200×3 630×3 450	7 600×3 770×3 930	8 000×4 800×4 080	8 000×5 000×3 650
机器质量/t	9.1	8.0	11.0	11.0	11.5	15.0	16.5	18.0
生产厂家	苏州铸机厂				济南铸锻所			

2.3　壳芯机

壳芯法是一种生产直接从芯盒中取出处于硬化状态的方法。这种方法最早出现于 20 世纪 40 年代的德国，并被称为克劳宁法或“C”法。

生产这种芯子，先将树脂包覆在细砂粒上，以形成一种干燥的自由流动的材料，然后将其加到热的芯盒中，此时覆盖于砂粒上的树脂熔化，而后聚合成硬化状态。壳芯机就是采用壳芯法工艺生产壳芯的射芯机，用它可以生产实芯的砂芯（取决于硬化时间及芯子的截面厚度），或者空心芯子。一旦从芯盒中取出及进行冷却后，这些芯子可立即用于铸造。

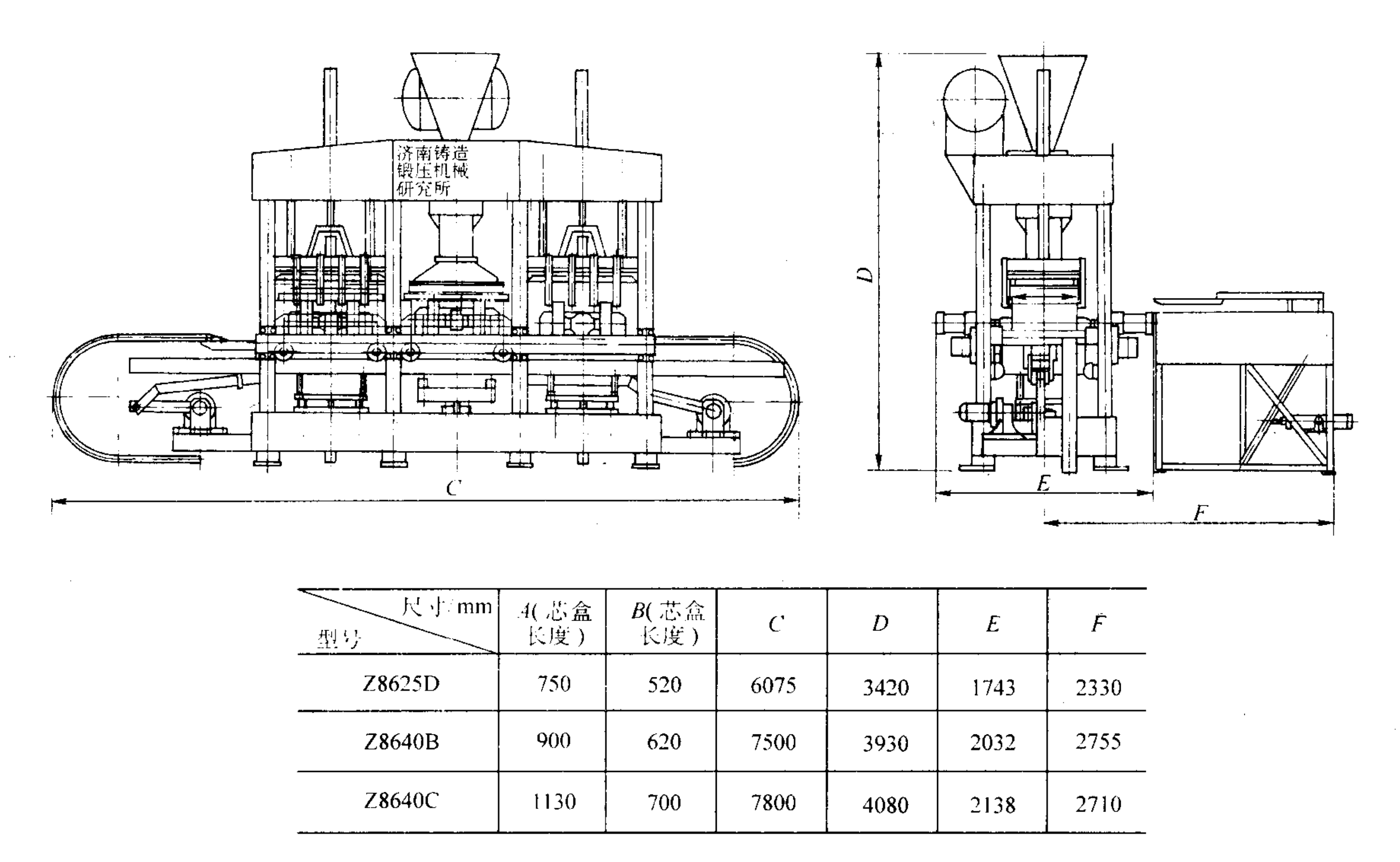
生产壳芯时，已被树脂包覆的芯砂射入（也可是吹入或重力加入）芯盒内，加热结壳到一定厚度后，中间多余的芯砂被翻转倒出回用。

用于生产壳芯的芯砂呈干颗粒状，流动性好，热强度也高，因而可以用来生产薄而长和形状复杂的砂芯，其质量可从几克到 100 kg。壳芯尺寸精度、表面粗糙度和硬度都优于热芯盒砂芯，芯砂溃散性好，抗压强度高，但生产成本高。

壳芯也存在如下问题：

1）固化后，树脂仍残留一定的塑性而使壳芯发生变形，这种现象更易发生在空心的芯子及薄壁的芯子上。

2）空心的壳芯具有较强的绝热效果，所以芯子周围的金属液冷却较缓慢，这种现象导致铸件产生更多的铁素体组织。当用于生产铸铁时，为了克服上述问题，空心的芯子应当用某种材料来填充，以提高壳芯刚度及芯子周围铁液的冷却速度。因此采用潮湿的硅砂或任何自硬砂混合物比采用松散的干砂做为充填剂能获得更好的效果。



尺寸/mm 型号	A(芯盒长度)	B(芯盒长度)	C	D	E	F
Z8625D	750	520	6075	3420	1743	2330
Z8640B	900	620	7500	3930	2032	2755
Z8640C	1130	700	7800	4080	2138	2710

图 4.3-53 Z8625D（Z8640B、Z8640D）外形尺寸简图

3）在铸造过程中，树脂的溃散将导致碳氢化合物的产生，这种碳氢化合物可能产生光亮碳，使铸件表面不光洁。

4）当采用高树脂量（质量分数5%）时，由于乌洛托品的加入量也相应提高，因此可能会产生氮/氢气孔缺陷。

5）在芯子硬化过程中，由于非铁合金件可能会被释放出来的乌洛托品的分解产物所腐蚀，所以芯盒（包括排气塞）必须用铸铁或钢制造。

由于同一型号的壳芯机，不同制造厂有不同的技术规格和机器特点。因此，为了便于使用者选择，本文选取几个有代表性的制造厂向读者介绍。

（1）济南铸锻所生产的新型K8系列壳芯机

新型K8系列壳芯机是在国产旧K8系列壳芯机的基础上改进而成的新型设备。该系列壳芯机有如下特点：

1）该机垂直分型，全气动及PLC可编程序控制，具有手动、单循环自动两种操作模式。

2）芯盒厚度可调，适应面广。

3）设备动作灵活可靠，开门取芯，操作方便，生产率高。

4）翻转传动机构采用变频控制，制动灵活可靠。

5）可用电加热，也可选用煤气加热。

6）芯盒温度由数字式电子调节仪自动控制，保证芯盒温度在工艺要求范围内，新型K85A翻转壳芯机结构简见图4.3-54，主要技术规格见表4.3-33。

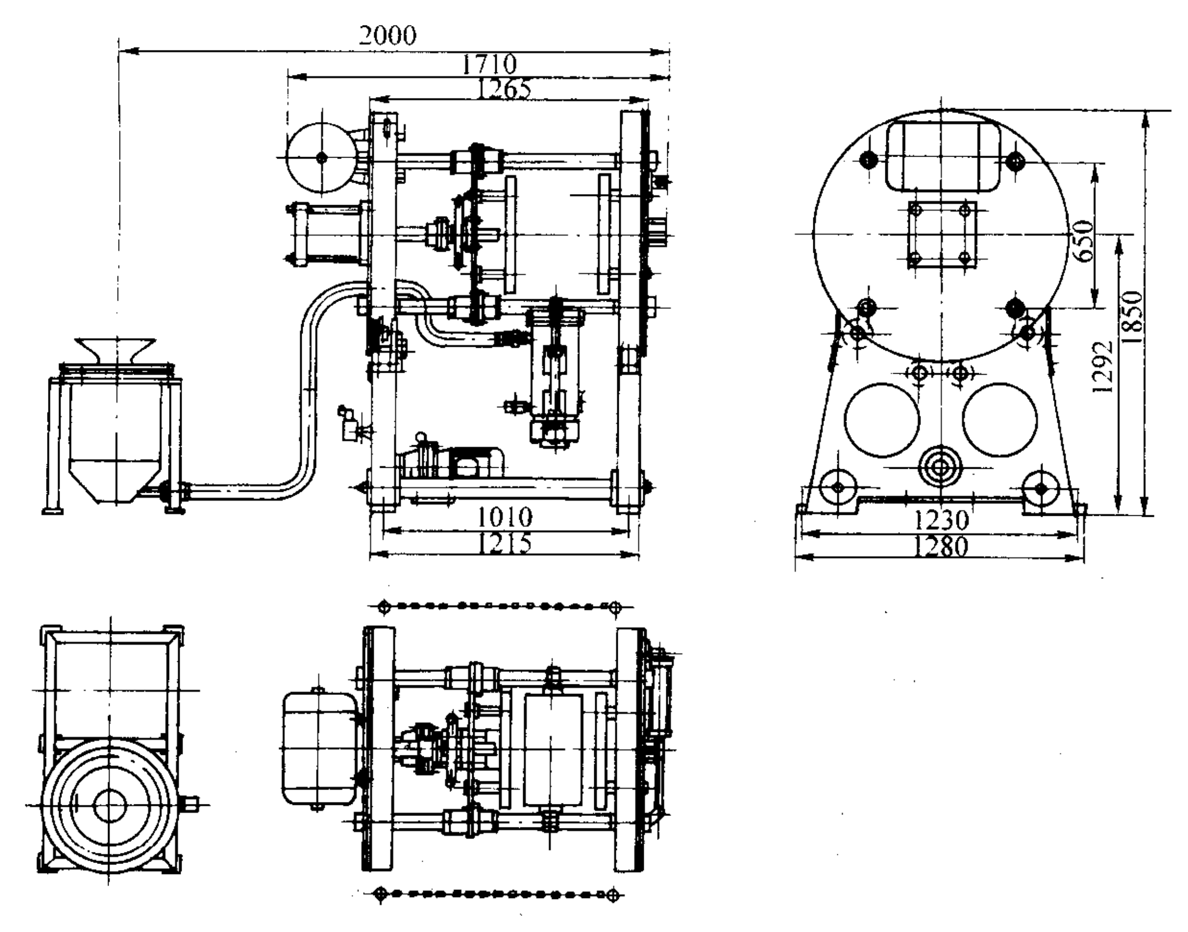


图 4.3-54 新型K85A翻转式壳芯机结构简图

表 4.3-33 新型 K8 系列翻转式壳芯机主要技术规格

型号	K85A	K87A	K89A
芯盒最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	530×530×(125~300)	700×650×(200~350)	700×650×(200~350)
最大开盒尺寸/mm	250	300	350
射砂筒容积/dm^3	50	70	90
储气包容积/dm^3	35	70	100
电加热功率/kW	40	50	60
每循环工作时间/s	30	35	40
空气压力/MPa	0.6		
设备质量/t	2.5	3.5	4.3

(2) 苏州铸机厂生产的 Z95 系列垂直分型壳芯机

该厂生产的 Z95 系列垂直分型壳芯机采用上吹式装置，具有自动翻转倒砂、自动回收余砂、自动取芯等功能，并且有上下二次吹砂功能，PLC 控制，Z955C 具有双模具工位制芯，适用于制芯质量小于 12 kg、制芯要求高的砂芯，可作为相应尺寸的刹车盘砂芯的制芯专用设备。该厂新开发的 SZ19 型翻斗式壳芯机采用电动机拖动翻斗倾斜覆砂，液化气加热，生产的覆砂型壁薄，强度高，尺寸精确，自动取芯，效率高，成本低。苏州铸机厂生产的 Z95 系列壳芯机主要技术规格见表 4.3-34。

(3) 新安铸机生产的 Z95 系列壳芯机采用垂直分型，模架旋转 180°倒余砂；动模 90°倾倒，水平向下顶芯，专用接芯小车将成品砂芯送出；定量加砂，可多孔或单孔射砂；温度自动数字显示；设有模具清理和上涂料装置。该厂还生产 Z95F 系列壳芯机。上述两种壳芯机主要技术规格见表 4.3-35。

表 4.3-34 苏州铸机厂 Z95 系列壳芯机主要技术规格

型号	Z955A	Z955C	Z956A	Z957A	Z958A	SZ19
芯盒最大尺寸（长/mm）×（宽/mm）	500×500	500×500	660×400	700×700	800×600	800×600
芯盒最大厚度/mm	150+150	200	220（110/110）	180+180	180+180	200
最大吹砂量/kg	12	12	15	25	25	—
工作气压/MPa	0.63	0.6	0.63	0.63	0.52	0.63
吹气气压/MPa	0.2~0.4	0.2~0.4	0.3~0.4			
机动周期时间/s	35	—	33	40	40	40
电热功率/kW	15	18	22	24	36	4
电源	AC 380 V，50 Hz					
加热形式	电加热或煤气加热	电加热	液化气加热或电加热			
操作形式	自动、半自动、步动、手动	手动	全自动、单循环自动，手动			自动、手动
机器外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	3 770×2 000×3 900	2 200×1 970×2 430	3 100×3 000×4 600	4 700×2 200×3 900	4 810×3 240×4 910	—
机器总质量/t	4.5	2.0	4.5	6.0	7.5	—

表 4.3-35 新安铸机 Z95、Z95F 系列壳芯机主要技术规格

型号	Z954	Z955	Z956	Z957	Z958	Z954F	Z955F	Z956F
最大模具尺寸（长/mm）×（宽/mm）	400×360	500×400	600×400	700×520	850×800	400×380	500×420	600×460
最大模具厚度/mm	170+180	170+120	170+190	180+200	225+225	170+170	170+180	170+190
压缩空气压力/MPa	0.6							
加热功率/kW	根据模具大小确定					15	20	25
机器外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	3 200×1 650×2 600	3 300×1 750×2 800	3 000×2 800×3 300	3 150×2 900×3 350	4 140×2 175×3 730	2 200×1 800×2 500	2 250×1 950×2 600	2 300×2 050×2 650

(4) H96 系列和 Z865 壳芯机

H96 系列和 Z865 壳芯机由保定维尔铸机厂生产，H96 系列壳芯机有如下特点：

1) 采用手动回转加砂、复位，手动翻转落砂、复位。

2) 压紧、射砂、松开为电控，可单步手动，也可三步骤自动连续动作。

3) 合模、开模采用气动气控转阀操作。

4) 立柱可在 140 mm 范围内左右移动、调整。

5) 手动采用翻转落砂变速机构。

Z865 为全自动射芯机。

H96系列壳芯机外形结构见图4.3-55，Z865全自动射芯机外形结构见图4.3-56，技术规格均见表4.3-36。

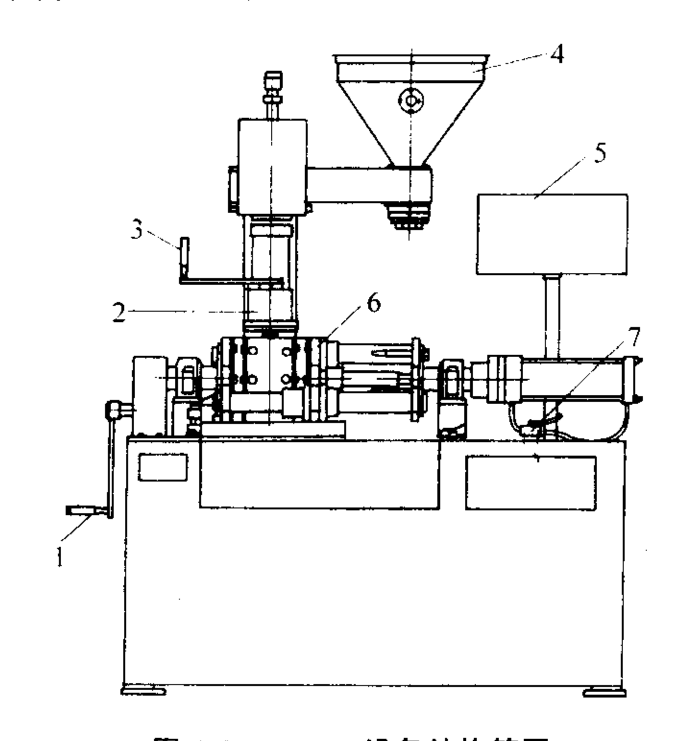


图4.3-55　H96设备结构简图

1—手柄Ⅱ；2—射砂头；3—手柄Ⅰ；4—砂斗；5—电控板；6—模架；7—手动转阀

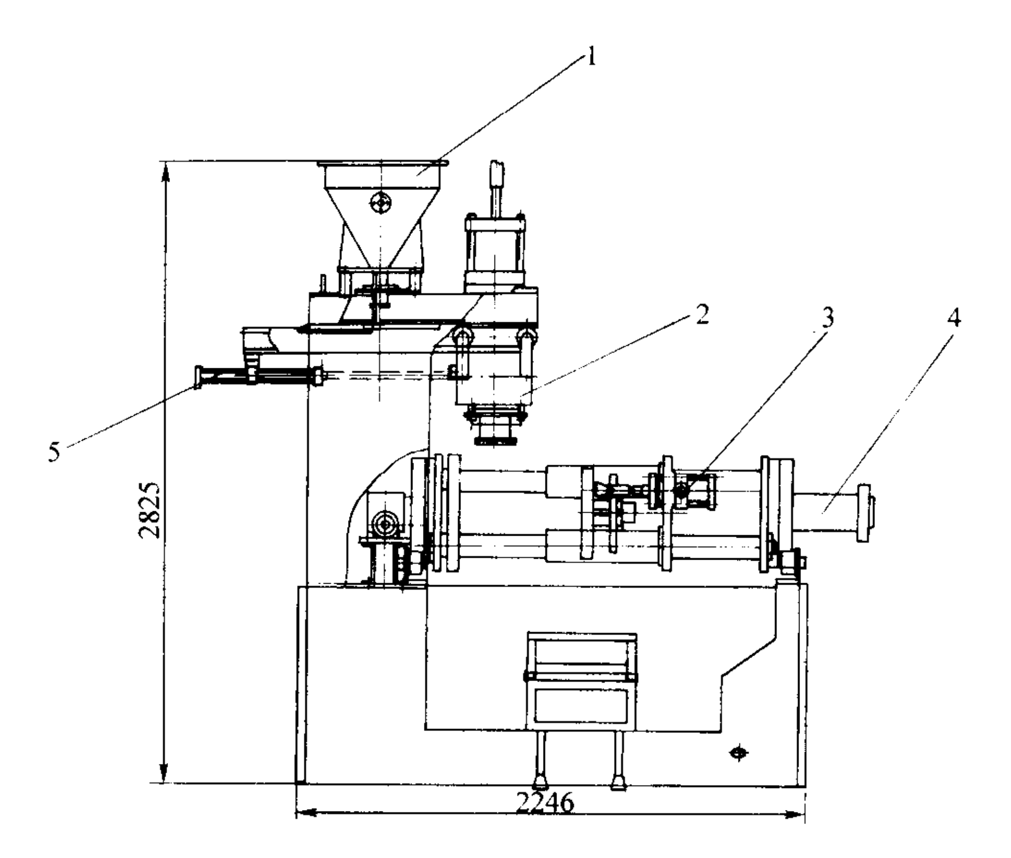


图4.3-56　Z865射芯机结构简图

1—砂斗；2—射砂头；3—振动器；4—合模缸；5—射砂头移动缸

表4.3-36　H96系列和Z865射芯机主要技术规格

型　　号	H96－03	H96－05（08）	Z865
模具最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	400×（125＋125）×250	550×400×（200＋200）	600×450×（160＋173）
制芯最大质量/kg	3	5	5
模具加热形式	电加热	电（或火焰）加热	电加热，0～24 kW可调
工作气源压力/MPa	0.4～0.5	0.5～0.8	气压0.6，液压2.5
制芯节拍/min	2.5	2.5	28 s循环（不含工艺时间）
驱动方式	气动	气动	气动，液压
总功率/kW	12	24	27.5
外形尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	1 650×930×1 933	2 376×900×2 460	2 246×1 000×2 825
机器质量/t	1.2	2.5	2.82

2.4　冷芯盒射芯机

冷芯盒工艺是使用两个组分的液态树脂按比例配合，并按砂量的百分比与原砂混合得到一种流动性好、容易吹进芯盒的树脂砂，射入芯盒后通入以干燥空气、二氧化碳或氮气为载体的氨气固化剂（如三乙胺和二甲基乙胺）进行硬化。冷芯盒射芯机就是采用冷芯盒工艺的制芯设备。

2.4.1　概述

目前，冷芯盒法制芯工艺在国内正被广泛采用。为了帮助读者准确选用，有必要再将冷芯盒法制芯的特点、要求和优缺点作一简单介绍。

（1）特点和要求

1）因为氨在空气中的混合物可以爆炸，故使用惰性气体（CO_2 和 N_2 气等）作为载体更为安全。空气可用于小型单独计量和输送的系统。不管使用何种气体做载体，携载气体必须是干燥的以保证树脂系统完全硬化。用空气做载体时，在压缩空气系统中应安装有合适的干燥装置，以保证空气洁净干燥。

2）硬化装置的要求

① 需供给清洁的空气或其他携载气体以便吹芯以及干燥和清洁的空气来清净。因为水分的存在会严重降低砂芯的强度。

② 射芯设备必须能一次完成吹芯，并具有在吹芯后通入氨气和其后再通入清净空气的设施。

③ 用胺吹芯须配有准确的计量所需的氨的装置。

④ 从芯子中出来的清净空气不能排入工作间。

⑤ 由于要求有大量排气道和把通入的氨气及清净空气密封住，通常使用灰铸铁、铝或用环氧和氨脂树脂等塑料制造。芯盒须装有专门的注射喷嘴和排气系统，并与排风连接以除掉剩余氨气。为保证芯盒的密封良好使氨气尽量少漏，应当用抗氨的特制压缩密封条。

3）其他要求

① 混砂　任何传统的混砂机均可用来混制冷芯盒芯砂。作为一套完整的装置，大多数自动制芯设备都带有连续混砂机，以便按量提供均一和连续的砂流。但混砂机的设计应尽量少发热且数量正好供给各制芯机用。连续混碾时间可少于1 min，混碾过度会出现芯砂过热而降低其存放时间。

② 冷芯盒树脂砂存放时间　将因砂温和环境温度高以及高湿度和砂中水分高而受不利影响。需酸量的加入及诸如粮食的加入也会降低存放时间。若用密闭容器装好树脂砂，以免外面的氨气干扰，砂子的存放期为1～2 h。

③ 脱模性　由于它们在芯盒中几秒钟就能完全硬化，因此其脱模性是好的。但是因吹砂压力低和砂子紧实度差就会降低脱模性能。芯盒表面粗糙会使脱模困难，也降低制得的芯子密度。因此，须用分型剂和对芯盒进行定期清理。

④ 硬化温度　此工艺操作的最佳环境温度为15～25℃

之间，在清净时使用温和空气（40℃）可以使砂芯的硬化有所加速。

4）溃散性　冷芯盒系统可以得到具有优良溃散性的芯子，适用于生产各种类型的铸件——轻合金、铸铁和铸钢。

5）芯子尺寸范围　质量超过 100 kg 的芯子也可生产，芯子的尺寸只与射芯机和必要的运送和支撑装置有关。

6）芯子形状　由于芯砂有极好的流动性，故能生产出形状非常复杂的砂芯。

7）砂芯的储存　为了获得最好的结果，冷芯盒芯子应当在数小时内使用。若必须储存，则必须使芯子处在暖和干燥的气氛中，否则芯子就会吸收潮气，导致脆性和强度下降。

8）生产时间　迅速硬化使制芯高效成为可能。从一个冷芯盒装置中生产单个芯子的平均生产率大约为 80 盒/h。

9）涂料　根据需要可用水基、醇基或氯化烃溶剂的涂料，可采用浸渍或喷涂方法。若用水基涂料应在常用的煤气或油炉中（150～210℃）烘干。水基涂料应施用到新制的砂芯上，因为时间长会降低芯子强度。若用醇或氯化烃涂料，涂刷后应将芯子搁置 10 min 以上再使用。

10）气味与健康　用做固化剂的气体都有难闻的气味。为了操作工人健康，对操作场所必须有良好的抽风，抽出的气体也应先经洗涤或烧掉才能排入大气。假如清净空气吹得不够，砂芯存放时也会放出难闻气味，这就要求存放区也应装有通风设备。同时，液态树脂组分的保管、搬运也应十分细心，应按规定的特殊预防措施操作。

11）可能出现的问题

① 必须防止砂子带潮气，也不能使携带气体和清净空气受潮，否则将使砂子的强度降低及芯子在储存时迅速变质。

② 铸件可能出现光亮碳或皱皮缺陷，这是由于芯子受热时释放的烃分解所致。芯子及铸型排气好，浇注温度高及浇注系统设计得使铁液不产生紊流也可使此类缺陷减到最低程度。

③ 铸件表面或皮下气孔的产生。铸件表面的气孔是由于树脂组分Ⅱ（一种活泼的基于二苯甲烷的二异氰酸脂）过高或总树脂量太多所致。混砂时对树脂混得均匀也很重要，以避免各处树脂两组分比率变更而导致气孔。

12）成本　树脂材料以及用于硬化的氨气的成本是高的。然而由于加入量少，而且不用加热硬化，用此法生产的芯子与其他树脂系统生产的成本是基本相当的。

（2）冷芯盒法芯的优点

1）由于硬化速度很快，而且内外同时硬化，初始强度高，硬化后即可搬运，因此其生产率最高。

2）由于它不像热法制芯那样要加热，芯盒不会变形，故生产出的铸件尺寸精度高，芯盒的使用寿命长。

3）由于芯砂有极好的流动性，加之生产过程没有因加热而使芯子变形，故它能生产复杂、细薄的高精度砂芯，也可生产厚大砂芯，使用范围广。

4）由于生产过程无需加热，故能耗低。

（3）冷芯盒法制芯的缺点

1）混制后的芯砂可使用的时间短。

2）为了减少昂贵的树脂加入量，对原砂的要求高。

3）由于对芯盒有较高的要求，故工装制造成本高。

4）生产过程工艺较复杂，要求也高，所需辅助设备多，因此设备的一次投资高。

2.4.2　冷芯盒制芯设备

一套完整的冷芯盒制芯设备由射芯机、气体发生器、空气清净装置，以及液压和电气控制系统等组成。有的还带混砂、原砂气力输送系统和芯砂输送系统等。

（1）Z84 系列全自动冷芯盒射芯机

该系列射芯机有如下特点：

1）采用可编程序控制器（PLC），操作方便可靠，制芯工艺参数调整方便快捷。

2）控制系统配备有上位监控计算机，对设备运行进行监控和故障诊断，以帮助操作人员排除故障和修改或设定制芯工艺参数。

3）可用于水平分型或垂直分型，也可用于四开模。适应性强。

4）芯盒、射砂板、吹气板的安装采用了真空夹紧技术，实现了芯盒、射砂板及吹气板的快换。

5）清理射砂筒方便。

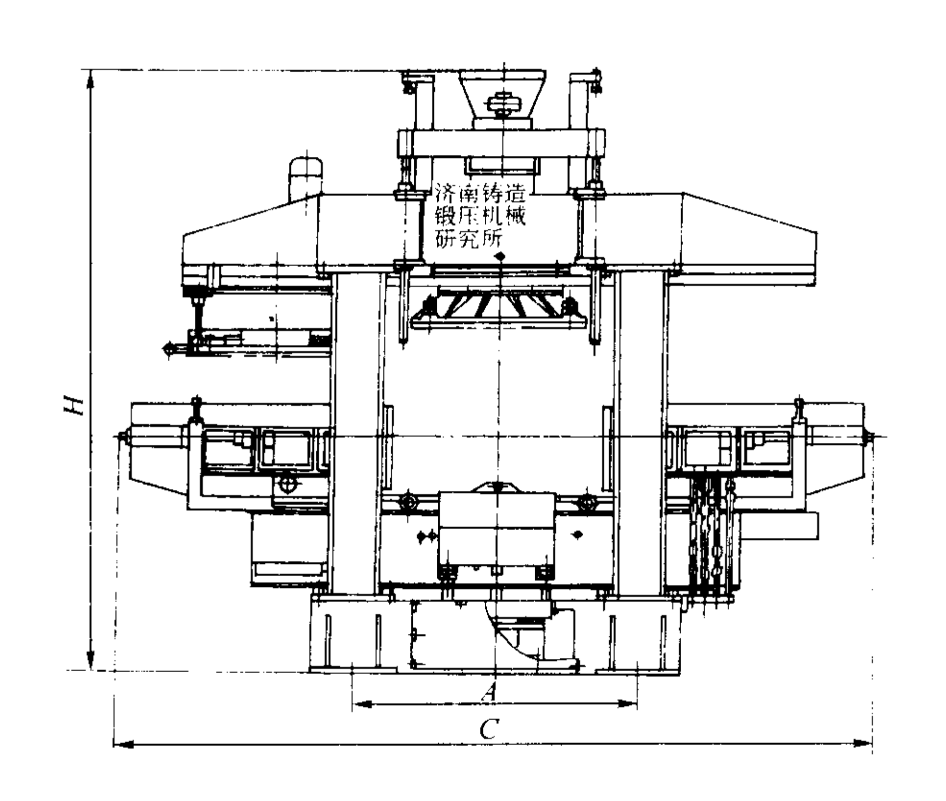
济南铸锻所生产的冷芯盒射芯机主要技术规格见表 4.3-37，外形结构简见图 4.3-57。苏州铸机厂生产的冷芯盒射芯机主要技术规格见表 4.3-38。

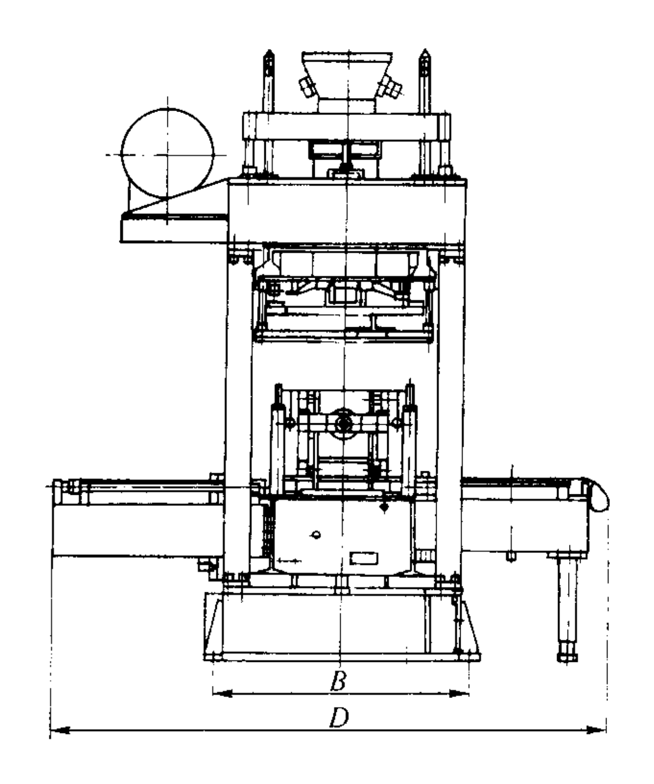
表 4.3-37　Z84 系列冷芯盒射芯机主要技术规格（济南铸锻所）

型　号	Z8425	Z8440	Z8480
最大射砂量/kg	25	40	80
垂直分型芯盒最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	750×630×400	1 000×780×600	1 300×1 030×900
垂直或水平分型芯盒最小高度/mm	335	535	635
垂直或水平分型芯盒最小厚度/mm	200	300	450
水平分型芯盒最大尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	750×790×630	1 000×1 190×780	1 000×1 580×1 030
四开模芯盒最小高度/mm	395	615	715
工作台升降最大行程/mm	400	450	550
水平夹紧的最大行程/mm	300	450	550
顶芯行程/mm	70	90	200
工作台最大夹紧力/kN	125	300	500
水平分型设备纯循环时间/s	22	28	40
垂直分型设备纯循环时间/s	20	27	38
真空系统最大真空度/kPa	≈80	≈80	≈80
液压系统最大工作压力/MPa	16	25	25

续表 4.3-37

型　　号	Z8425	Z8440	Z8480
压缩空气压力/MPa	0.55～0.7	0.55～0.7	0.55～0.7
设备通风量/m³·h⁻¹	3 500	5 000	6 500
压缩空气消耗量/m³·h⁻¹	～0.7	～10	～12
设备总功率/kW	9.1	15	25
设备总质量/t	8.6	15.0	19.8
设备外形尺寸(长/mm)×(宽/mm)×(高/mm)	3 100×2 900×2 790	4 588×3 856×3 520	5 150×4 650×3 942





设备型号	A	B	C	D	H
Z8425	1310	1320	2878	2452	2790
Z8440	1650	1660	3620	3084	3520
Z8480	2100	2210	4630	3948	3942

图 4.3-57　Z84 系列冷芯盒射芯机外形图

表 4.3-38　Z84 系列冷芯盒射芯机主要技术规格（苏州铸机厂）

型　　号		Z843	Z843A	Z8425	Z8425B	Z8440	Z8440A	SZ15
最大制芯质量/kg		3	3	25	25	40	40	40
最大芯盒尺寸（长/mm）×（宽/mm）	水平分型	最大有效射制面积 152×203	350×170×150	700×580×500	750×600×400	780×900×600	1 000×700×600	1 000×700×520（水平）
	垂直分型			700×690×320		780×560×900	1 000×500×900	
每一作业循环时间/s（机动）		—	—	35	30	40	—	250 秒/芯
电气安装功率/kW		—	2.3	3	13	3	30	—
耗气量/m³·次⁻¹		—	—	—	—	—	—	—
发生器吹气通径/in①		—	0.015	1	—	1	11 1/211	水玻璃砂吹 CO_2
分盒及顶芯方式		垂直或水平分盒						水平分盒
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）		821×115×1 842	—	2 600×2 550×3 100	—	3 100×2 950×3 350	3 620×3 970×4 600	8 140×3 714×2 757
质量/t		0.65	—	4.1	—	6.3	15.0	15.5

① 1 in = 25.4 cm。

(2) ML 系列射芯机

ML 系列射芯机包括 ML 系列、MLA 系列、MLB 系列和 MLC 系列等四种型号射芯机。上述四种型号射芯机除了用于冷芯盒工艺外，还可用于热芯盒工艺。

ML 系列射芯机特点为：

1) 适用广泛。

2) 灵活、高效、可靠性高。

3) 适用于垂直及水平分盒，最多 6 分盒芯盒。

4) 真空夹紧系统便于快速更换芯盒工装。

5) 液压系统保证最大夹紧力。

6) 射砂容量 40 ~ 100 L。

MLA 系列射芯机适于中小批量生产，是经济、紧凑型射芯机，射砂容量 5 ~ 20 L，具有 ML 射芯机特点。

MLB 系列射芯机是可连续大批量生产的高效射芯机，射砂容量 10 ~ 150 L。其射头可为单射头或多射头；它的吹气板和上顶芯板集于一体，采用比例阀技术自动控制吹气，克服了高低压吹的缺陷，可以任意设定吹气和硬化曲线，以满足各种不同砂芯的硬化要求。

MLC 系列射芯机除了具有 MLB 型射芯机特点外，还具有全自动装卸芯盒，包括射砂板、吹气板及上顶芯板，并将芯盒移到下顶芯位置进行吊装更换或选用全自动芯盒更换机械手，实现芯盒更换全自动。

ML 型、MLA 型、MLB 型及 MLC 型由苏州兰佩机械有限公司生产。其常用的型号主要技术规格分别见表 4.3-39 ~ 表 4.3-41。

表 4.3-39　ML 系列射芯机主要技术规格

型　号		ML40	ML65	ML100
射砂量/L		40	65	100
射砂面积（标准）/mm		700 × 700	700 × 700	970 × 970
芯盒尺寸/mm	长（max）	1 080	1 080	1 300
	宽	300 ~ 1 190	600 ~ 1 190	700 ~ 1 799
	高	535 ~ 900	535 ~ 900	535 ~ 1 030
循环时间/s		27	27	40
工作台顶紧力/kN		30 600	30 600	50 000
工装更换时间/min		9	9	15

表 4.3-40　MLA 系列射芯机主要技术规格

型　号		MLA10	MLA20	MLA40
射砂容量/L		10	20	40
射砂面积（加大）/mm（直径）		230	280	—
射砂面积（加大）/mm		490 × 490	600 × 300	700 × 700
芯盒尺寸/mm	长（max）	700	870	1 000
	宽	350/695	400/790	600/1 190
	高	230 ~ 480	335 ~ 630	535 ~ 900
循环时间/s		16	22	28
工作台顶紧力/kN		39	62	306
工装更换时间/min		4 ~ 6	6 ~ 8	10

(3) L 型、LT 型系列射芯机

德国 laempe 公司生产 L 型、LT 型系列射芯机，部分型号主要技术规格见表 4.3-42。

表 4.3-41　MLB 系列射芯机主要技术规格

型　号		MLB25	MLB65
射砂容量/L		25	65
射砂面积（标准）/mm		—	—
射砂面积（加大）/mm		650 × 550	700 × 800
芯盒尺寸/mm	长（max）	1 000	1 200
	宽	400/790	600/1 190
	高	375 ~ 600	535 ~ 840
循环时间/s		17 ~ 19	25 ~ 28
工作台顶紧力/kN		250	390
工装更换时间/min		8	10

(4) CB、FC 系列射芯机

德国 Hottinger 公司生产的 CB 型射芯机为水平分盒，FC 型为垂直分盒，CB—HVA 型为水平/垂直分盒。其技术规格见表 4.3-43。

(5) 多用途射芯机

多用途射芯机指具有多种用途和较高生产率的射芯机。这种射芯机配有热芯盒最常用的电加热器和温度自动控制仪，也可自配煤气加热装置代替电加热器，当不需要加热时可以将其取消。若配上二氧化碳吹气装置和相应的挡板，即可用于水玻璃砂制芯。若配上二氧化硫装置或三乙胺装置和相应的废气处理装置及挡板，即可用于冷芯盒制芯。另外，它还可用于覆膜制芯。

在前面介绍的热芯盒射芯机中，苏州铸机厂生产的 Z8625B、Z8640B，西班牙 Loramendi 公司生产的 SLC、SHA 和 SVA 三种型号系列射芯机，以及德国 Hottinger 公司生产的 FC、HS 型系列射芯机均可用于冷芯盒制芯工艺；冷芯盒射芯机中，苏州兰佩机械有限公司和德国 Laempe 公司生产的 LL、L、LFB 和 LB 四种型号系列射芯机，以及德国生产的 H 型系列射芯机也可用于热芯盒工艺，上述这些型号射芯机也可看成是多用途射芯机。

Z80 系列全自动多用途射芯机为苏州铸机厂和济南铸锻所生产，外形尺寸见图 4.3-58，主要技术规格见表 4.3-44。

2.5　制芯中心

一般情况下，单个或少量单芯组合即能满足铸造生产的要求。但是，当生产像发动机缸体、缸盖铸件时，需有很多芯子组合以后才下到铸型中。传统工艺是先生产单个砂芯，经过修整和上涂料、烘干后的芯子利用专用工夹具组合以后再下到铸型中，这一过程工序多、参与过程人员多，受到人为及其他因素的影响也多，显然对精度尺寸的影响大。为了解决上述问题，近年来国外开始出现“制芯中心”（见图 4.3-59）。制芯中心主要包含下列三个方面的内容：

1) 采用多台射芯机射制组芯所需要的全部单个砂芯。多数情况下采用冷芯盒射芯机制作冷芯盒砂芯。

2) 有完成各种后续工序的辅助装置。制芯后的后续工序有取芯、修整砂芯表面毛刺、上涂料和烘干等。上述这些原来由人工完成的后续工序一般由专用机械手及相应的机构完成。

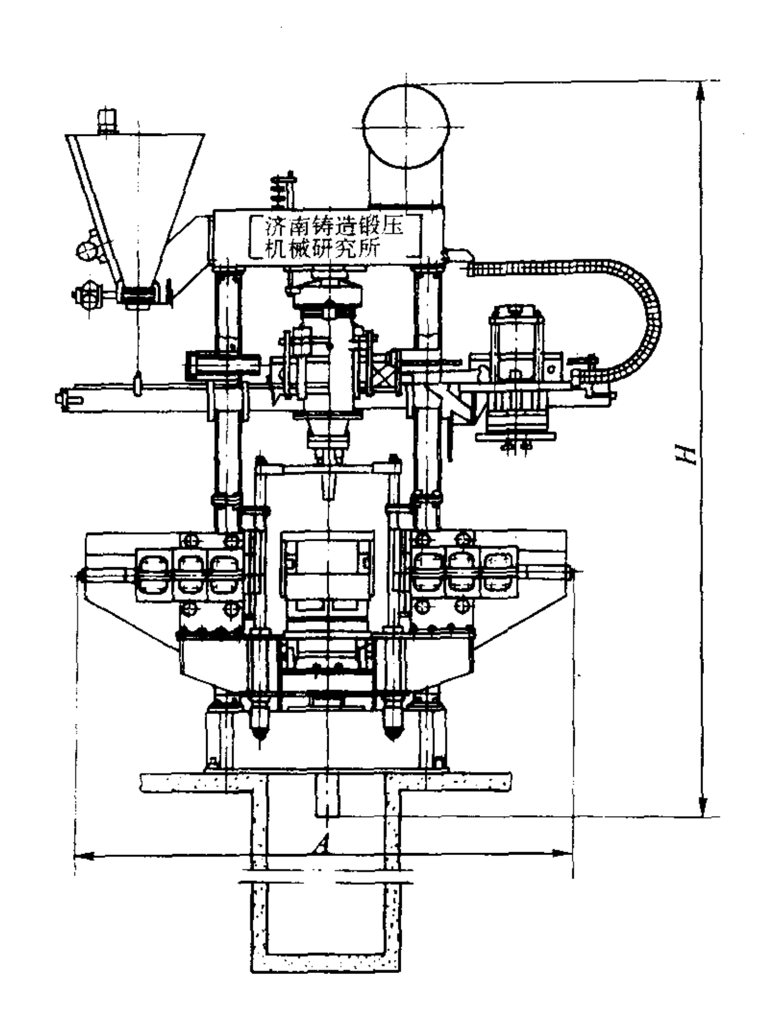
3) 所有单芯按照工艺要求进行相互定位、组合并紧固成一体。目前，成组砂芯紧固的方法很多，有黏结、螺栓紧固；有采用预先设定的锁芯孔或预留连芯空缺部位射芯的“二次射芯”法。

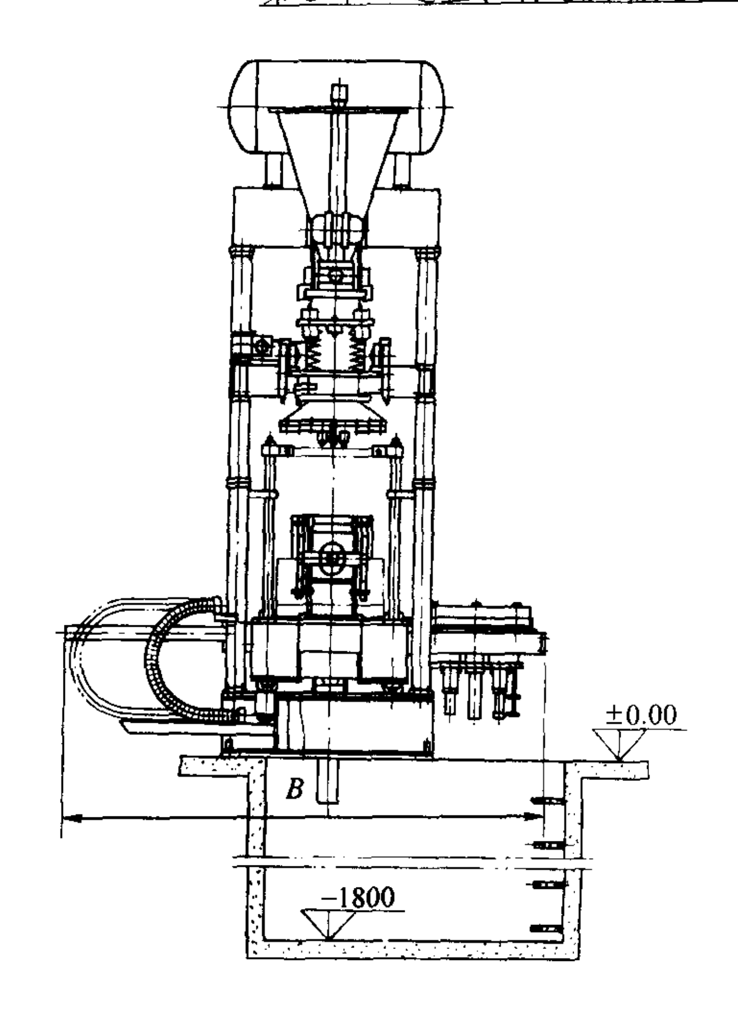
表 4.3-42 L型和LF型系列射芯机主要技术规格（德国 Laempe 公司）

型号		L10	L20	L30	L40	L65	L100	L250	LF40	LF65	LF100
射砂量/dm^3		10	20	30	40	65	100	250	40	65	100
芯盒最大高度/mm	水平	480	630	730	900	900	1 030	400/1050	890	900	1 250
	垂直	480	630	730	900	900	1 030	—	890	900	1 250
芯盒最小宽度/mm（垂直）		150	200	400	300	300	700	—	300	300	700
芯盒最大宽度/mm	水平	695	790	990	1 190	1 190	1 790	1 200	1 190	1 190	1 790
	垂直	350	400	400	600	600	900	—	600	600	900
芯盒最大深度/mm	水平	700	870	870	1 000	1 300	3 000	—	1 200	1 200	1 500
	垂直	700	870	870	1 000	1 300	—	—	1 200	1 200	1 500
每一循环机动时间（水平/垂直）/s		11/16	12/26	18/26	18/25	28/25	40/33	45	26	26	35
电气安装功率/kW		7.5	10.6	10.6	12.0	12.0	23.0	—	17	17	24
空气消耗量/$m^3 \cdot h^{-1}$		5.0	7.0	7.0	10.0	10.0	12.0	20.0	10	10	15
分盒方式		水平/垂直分盒						水平分盒	水平/垂直分盒		
质量/t		5.0	8.6	8.6	16.5	17.0	19.8	45.0	24.0	24.0	30.0

表 4.3-43 CB和FC系列射芯机主要技术规格（德国 Hottinger 公司）

型号	CB-16-HA	CB-22-HA	CB-32-HA	CB-16-HVA	CB-22-HVA	CB-32-HVA	FC-16-CB	FC-22-CB	FC-32-CB	FC-45-CB
射砂量/dm^3	28/40	40/65	40/65/80	28/40	40	65/80	18	28/40	40/65	65/85
芯盒最大高度/mm	250+80	250+80	400+100	380/80（水平） 500（垂直）	700/80（水平） 750（垂直）	900/80（水平） 900（垂直）	450	600	860	800
芯盒最大宽度/mm	450	650	850	700（水平） 180/180（垂直）	900（水平） 250/250（垂直）	1 100（水平） 300/300（垂直）	150/150	180/180	200/200	290/290
芯盒最大深度/mm	580	780	1 000	670（水平） 600（垂直）	750（水平） 750（垂直）	800（水平） 960（垂直）	600	930	1 040	1 550
最大开口尺寸/mm	390	390	590	—	—	—	490	490	790	790
一个作业循环时间/s	21	23	29	27	28	37	14	16	25	25
电气安装功率/kW	11	16	25	13	16	23	25	38	50	90
空气耗量/$m^3 \cdot 次^{-1}$	90	100	120	90	100	120	70	120	180	260
冷却水量/$m^3 \cdot h^{-1}$	300	300	500	—	—	—	0.6	0.6	1.0	2.2
分盒方式	水平分盒			水平/垂直分盒			垂直分盒			





设备型号	A	B	H
Z8025	4250	3080	4117
Z8040	4560	3720	4690
Z8080	4600	4200	4800

图 4.3-58　Z80 系列多用途射芯机外形简图

表 4.3-44　Z80 系列多用途射芯机主要技术规格

型　号			Z8012	Z8025	Z8040	Z8025	Z8040	Z8060
最大砂芯质量/kg			12.5	25	40	25	40	63
芯盒最大尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）	垂直分型		500×350×500	700×320×690	780×560×900	700×550×360	800×900×500	900×1 000×500
	水平分型		500×400×380	700×580×500	780×900×600	780×600×500	900×800×600	1 100×800×600
每一循环机动时间/s	热芯盒	垂直分型	30	30	35	37	45	55
		水平分型	32	32	38			
	冷芯盒		35	35	40	45	53	60
每一循环耗气量/m^3·次$^{-1}$			~0.5	~0.6	~1.0	0.6	0.7	0.8
气源压力/MPa			0.5~0.6			0.6		
热芯盒电加热功率/kW			12	50	75	75	100	120
夹紧缸行程/mm			180	250	265	—	—	—
顶升缸行程/mm			250	300	650	—	—	—
顶芯缸行程/mm			50	100	140	—	—	—
机器质量/t			2.65	4.1	9.43	8.33	11.8	15.6
外形尺寸（长/mm）×（宽/mm）×（高/mm）			1 880×1 780×2 370	2 600×2 550×3 100	3 060×3 180×4 000	4 250×3 080×4 147	4 260×3 720×4 690	4 600×4 200×4 800
生产厂家			苏州铸机厂			济南铸锻所		

由于制芯中心采用机器人或机械手输送砂芯和进行定位夹紧，而且各单芯像流水线那样不落地，也不积存，因此各工序间要求尽量靠近。

制芯中心整个制芯过程是全部自动化操作进行的，都采用 PLC 对各个工序的工艺参数（如温度、时间等）实行自动控制。

制芯中心的技术要求较高，国内的铸机厂目前还不能生产。国外的生产厂商有西班牙 Loramendi 公司和德国 Hottinger 公司等。

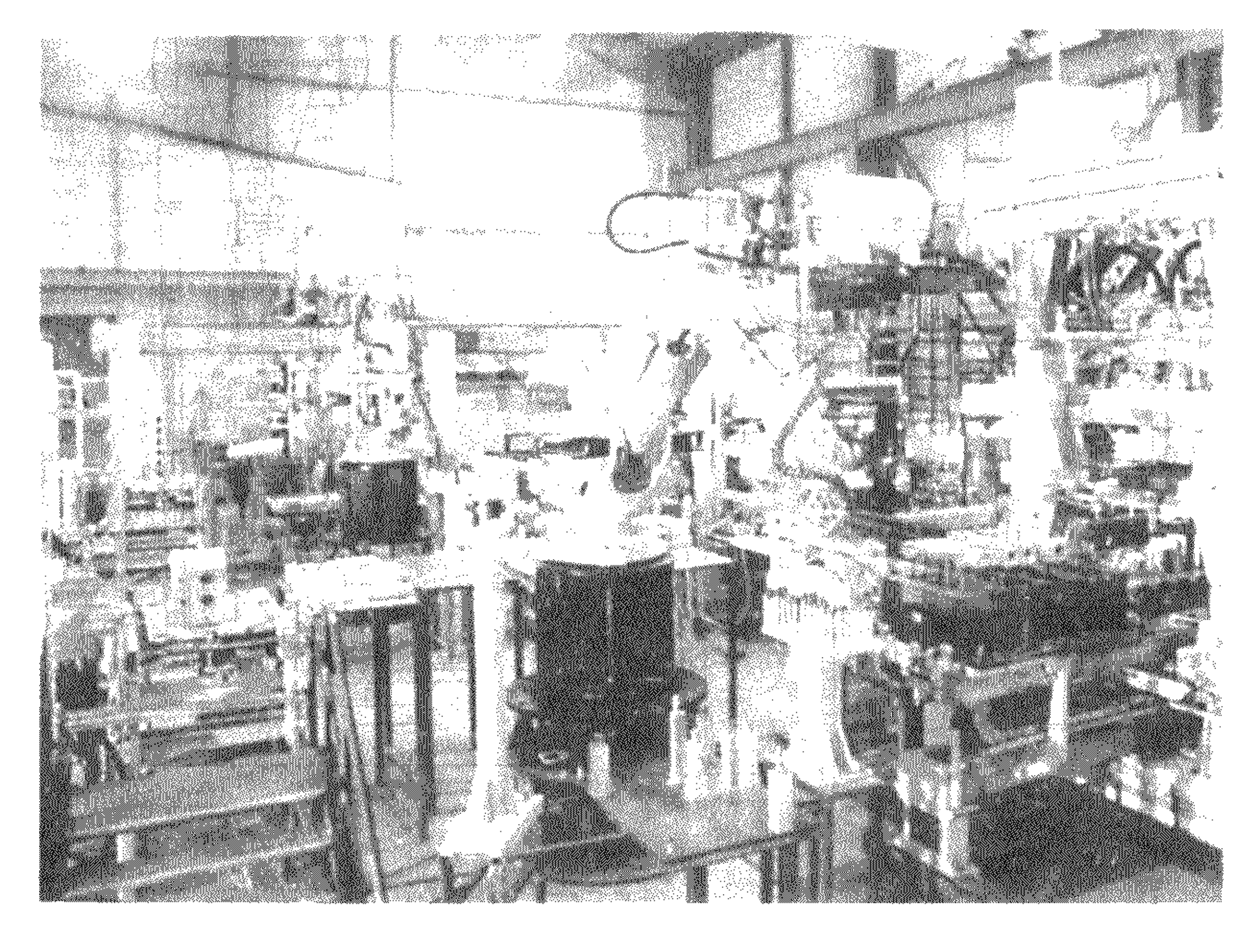


图 4.3-59　制芯中心

2.6　芯砂混砂机

2.6.1　树脂砂混砂机

树脂砂混砂机的功能要求只是将树脂和芯砂混制均匀即可，它不像黏土砂混砂机那样要将黏土等粉状物料黏覆到每一颗砂粒表面，形成黏土膜。因此，树脂砂混砂机采用的是叶片式混砂机，而且要求快速混合。为了防止混碾过程由于砂温升高影响存放期，有的还在混砂机外壳通水冷却降温。

常用的树脂砂混砂机见表 4.3-45。

表 4.3-45　树脂砂混砂机系列、生产能力及生产厂家

型号系列	S20	S21	S22	S24	S25	KSM
每批混砂量/kg	20 ~ 100	40 ~ 200	50	10 ~ 15 t/h	5 ~ 30 t/h	1.2 ~ 6 t/h
生产厂家	保定维尔 华青漯河 重庆铸机 荆门铸机	苏州通力	保定维尔	苏州通力 重庆铸机	保定维尔 重庆铸机 漯河铸机 苏州通力 荆门铸机	苏州德林铸机
设备结构形式	碗形批量式	筒形批量式	固定短单臂连续式	固定中短单臂连续式	固定单臂连续式	球形

2.6.2　覆膜砂用混砂机

覆膜砂混制工艺复杂，不仅仅是一台混砂机单机，除了要将原砂与各种添加物进行均匀混合外，还应对砂加热、冷却，破碎及筛分等工序，辅助设备多，实际上它是一个系统。

国内这类设备有荆门铸机的 S2125 型热覆膜砂成套设备（采用球形混砂机混砂）和无锡新安铸机厂等生产的 S21A 系列热法覆膜砂生产线（生产率为 0.5 t/h）。这些设备都有加热装置、定量加料装置、冷却水系统、鼓风及除尘系统等。

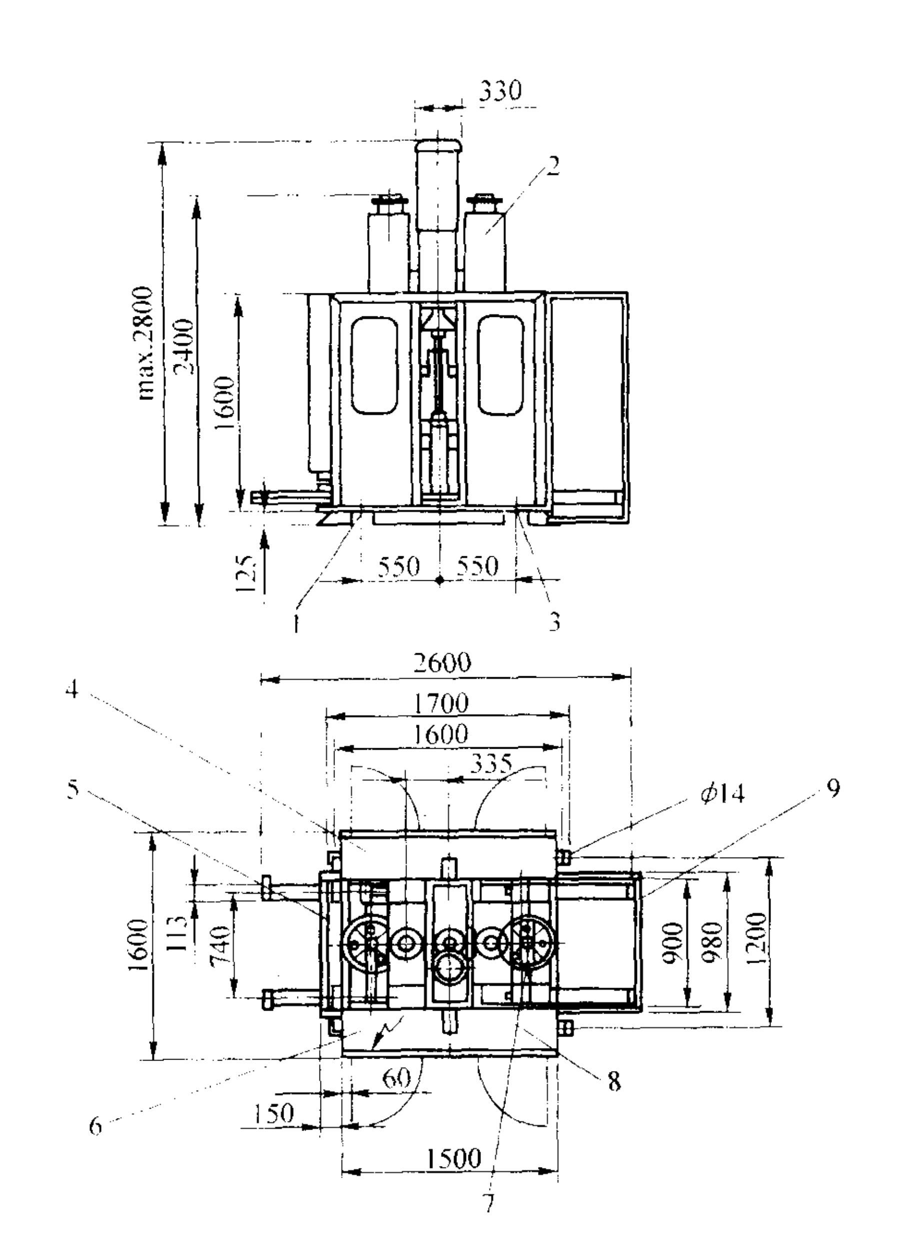
目前，国内已有成品覆膜砂供应，主要由重庆长江造型材料有限责任公司和重庆庆铃铸造有限公司引进德国 Webac 公司的覆膜砂生产线生产的。使用的混砂机为高速摆轮式混砂机。混砂机有一对主刮板、一对底刮板和二个摆轮。混砂时，通过摆轮和刮板的高速旋转，刮板使聚集在筒壁附近的混合料产生悬浮状态，当悬浮混合料达到一定高度时，筒壁上的压板压下换向，与此同时由摆轮碾向筒壁时，经侧刮板刮下，再由底刮板抛起，从而完成砂与树脂的低应力搓揉。

2.6.3　冷芯盒工艺的混砂机

由于混制好的冷芯砂存放期短，运输不方便，因此冷芯砂混砂机多数直接安装在冷芯盒机上方。一台混砂机可以通过送砂小车或送砂运输带向一台或多台冷芯盒机供砂，而混砂机也由冷芯盒机的制造商配套供应。

苏州兰佩机械有限公司目前生产 MSB 和 MSA 两种系列芯砂混砂机见图 4.3-60 和图 4.3-61。MSB 系列芯砂混砂机为间隙式混砂机，具有自清理、无需维护和连续运行的特点；原砂、黏结剂及附加物均为体积定量，而且原砂和黏结剂采用电加热保温；它可实现全自动工作、原砂输送及射芯机联动，现混现用。其主要技术规格见表 4.3-46。

MSA 系列芯砂混砂机是垂直混砂机，适于小批量混砂。原砂、黏结剂和附加物均为体积定量，原砂和黏结剂用电加热保温，同样可以全自动工作，与原砂输送及射芯机联动，现混现用。其主要技术规格见表 4.3-47。另外，该公司又开发了 MSC 系列移动式混砂机。



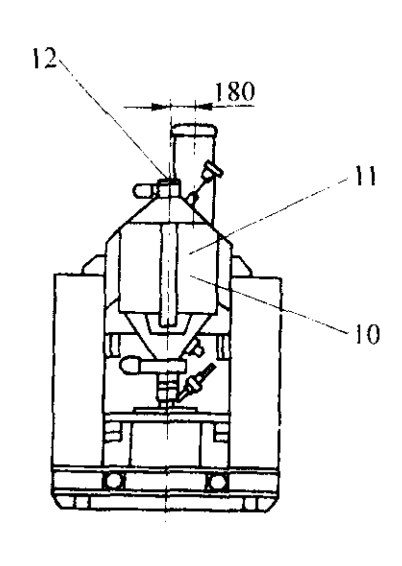


图 4.3-60 MSB 芯砂混砂机外形尺寸图

1—出砂口；2—第二砂定量装置；3—废砂口；4—阀箱；5—保护门；6—控制箱；7—第二清理缸；8—树脂定量柜；9—第二出砂工位保护门；10—砂定量装置（加热可选）；11—砂定量装置；12—法兰

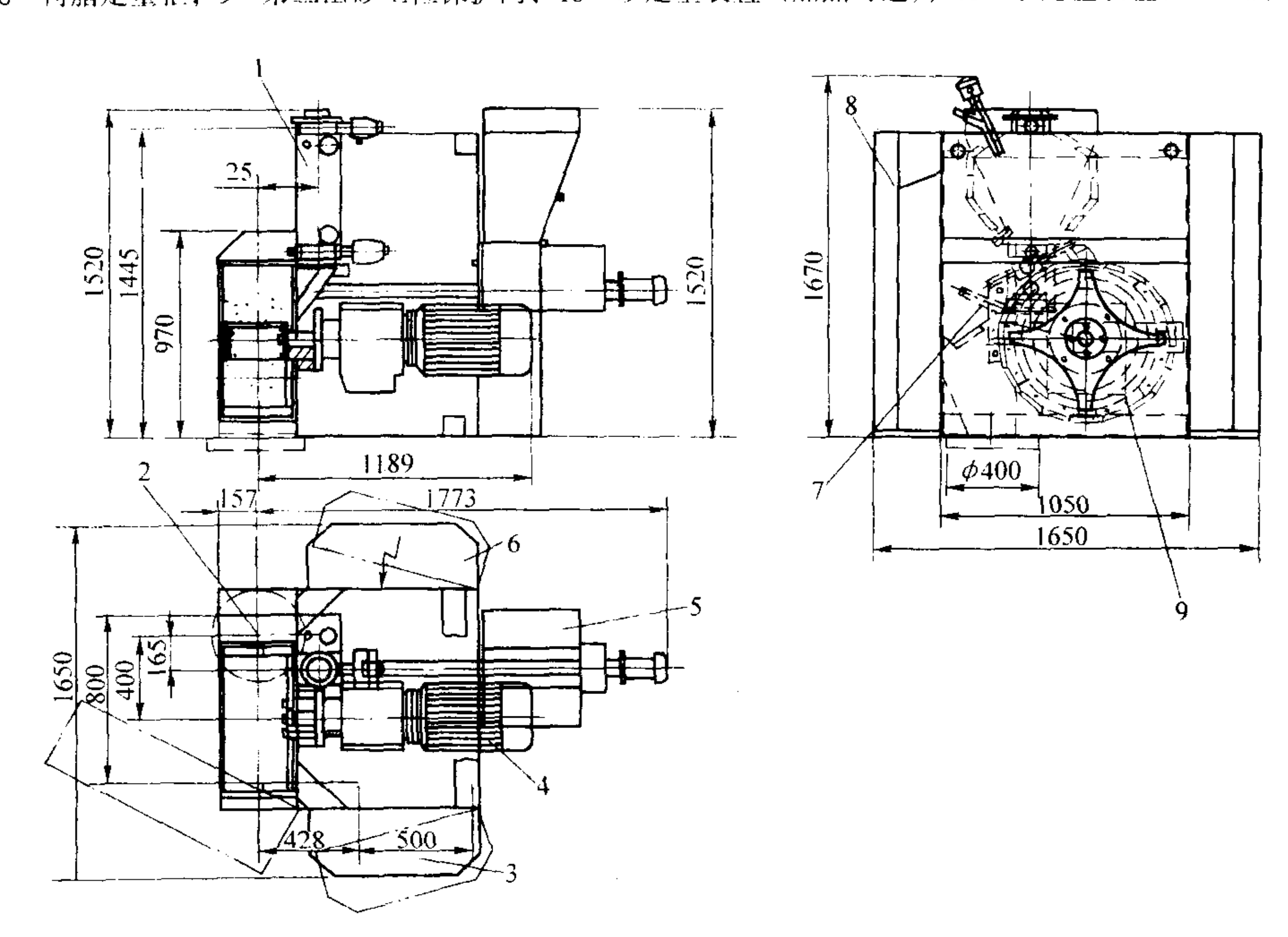


图 4.3-61 MSA 芯砂混砂机外形尺寸图

1—砂定量罐；2、7—出砂门；3—树脂定量；4—减速器；5—附加定量单元；6—控制箱；8—多功能阀箱；9—混砂筒

表 4.3-46 MSB 系列芯砂混砂机主要技术规格

型　号	MSB1.5	MSB3	MSB4.2	MSB5.5	MSB9.2
混砂容量/kg·h⁻¹	1 500	3 000	4 200	5 500	9 200
砂定量容积/L	29	47	70	100	160

续表 4.3-46

型　号	MSB1.5	MSB3	MSB4.2	MSB5.5	MSB9.2
出砂口数量（标准）	2	2	2	2	2
附加物接口（固定接口）/in①	1½	1½	1½	1½	1½
混砂筒行程/mm	900	900	900	1 100	1 300
气动压力/MPa	0.6	0.6	0.6	0.6	0.6
空气耗量/$m^3 \cdot h^{-1}$	10	10	15	15	16
功率/kW	5.5	7.5	9	15	17.5
电机功率（铬砂）/kW	7.5	9	11	17.5	22.5
砂定量加热/kW	9	9	9	9	9
附加物电机/kW	2	2	2	2	2

① 1 in = 25.4 cm。

表 4.3-47　MSA 系列垂直混砂机主要技术规格

型　号	MSA2	MSA5
混砂容量/$kg \cdot h^{-1}$	2 000	5 000
砂定量容积/L	15	36
出砂口数量（标准）	1	1
附加物接口（固定接口）/mm	60	60
气动压力/MPa	6	6
耗气量/$m^3 \cdot h^{-1}$	7	8
功率/kW	7.5	18.5

3　黏土砂处理设备

3.1　概述

黏土砂砂处理系统一般包括具有以下一些功能的设备：

1）磁选　去除混入旧砂中的铁块或铁豆。

2）滚筒筛　能将旧砂中粗杂物（芯块、砂团等）去除，并且起一定的破碎团块作用。

3）旧砂冷却器　能将高于 50℃的热旧砂冷却到 50℃以下。

4）混砂机　将砂、水分和辅料三者间有效混合，使型砂具有工艺所要求的良好性能。

5）在线检测控制　检测型砂水分、紧实率和强度等指标，并实现型砂质量的自动控制。

6）材料的定量　能够根据不同造型需要，可以方便地改变型砂组分的各种加入物料配比，以满足不同型砂的工艺要求。

7）除尘器　减少型砂混制和旧砂运输过程产生的粉尘污染。

3.2　黏土砂混砂机

在现代的湿砂型铸造生产中，除了要求混砂机有高的生产率以适应高速造型线对型砂的需要外，还应具有好的混砂效果，以混制出高质量的型砂。

3.2.1　黏土砂混砂机的种类

黏土砂混砂机分以下四大类。

（1）碾轮式混砂机

1）单碾轮混砂机　它只有一个碾轮。

2）双碾轮混砂机　有两个碾轮。

3）双碾盘混砂机　在相互独立的十字头上各装有二个碾轮。

（2）摆轮式混砂机

摆轮式混砂机有二种：一种是早期使用的双摆轮混砂机（有二个摆轮），另一种则为欧美使用较多的三摆轮高速混砂机（有三个摆轮）。

（3）碾轮转子混砂机

有一个碾轮和一个转子。

（4）转子混砂机

转子混砂机没有碾轮，也没有摆轮，而只有高速旋转的转子。根据转子的运动形式又分为下列二种。

1）固定转子混砂机　这种混砂机的转子在固定位置高速旋转，而根据底盘运动或固定又分为如下二种：

① 底盘固定的转子混砂机。这种混砂机的转子在固定位置高速旋转，底盘固定不动。

② 底盘转动的转子混砂机。这种混砂机转子在固定位置高速旋转，而底盘和围圈也同时转动。

丹麦 DISA - GF 公司开发的底盘转动而围圈固定的 STM 转子混砂机，由于围圈底部与底盘之间的橡胶密封圈处于运动中的砂子里，很快磨损而漏砂，因而被淘汰。现在德国 EIRICH 公司生产的 R 和 D 系列转子式混砂机被广泛使用。

2）动转子混砂机　这种混砂机的转子在自转的同时还绕主轴公转。

3.2.2　黏土砂混砂机的选用

在选用黏土砂混砂机时，应考虑如下因素。

1）对型砂质量的要求。型砂种类对质量的要求从高到低依次是面砂——单一砂——背砂。型砂质量要求高则应配工艺性能好的混砂机。

2）对于生产铸件批量不大，或是手工造型、震实造型和震压造型，可选用普通的碾轮式混砂机。对高压造型、冲击造型、静压造型等高速造型机，要求型砂低水分（质量分数低于 3.5%）、高湿压强度（一般为 0.17～0.22 MPa），好的流动性和适当的紧实率（一般 40% ± 2%），才能造出质量好的铸型。此时选用工艺性能好、物料和水分加入有称量、型砂性能自动检测控制的技术水平先进的混砂机。

3）混砂机的台数的计算　计算混砂机台数时，应首先计算出每小时造型所需最大用砂量；对于配置造型自动线的大量流水铸造生产而言，应以造型线小时最大需要型砂量来计算混砂机的台数比较合适。

① 造型线小时用砂量计算

$$Q = 1.1LBHnKr \tag{4.3-1}$$

式中，Q 为造型线小时用砂量，t/h；L 为砂箱内框长度，m；B 为砂箱内框宽度，m；H 为上下砂箱总高度，m；n 为造型线每小时最大造型数，箱/h；K 为压实系数；r 为造型砂容重，t/m³；1.1 为撒落砂系数。

用式（4.3-1）计算应注意：

a）上述计算未考虑型内砂芯及铸件所占体积。

b）r 值　高压造型取 1.05 t/m³，气冲及静压造型取 1.2～1.3。

c）K 值　高压造型 $K=1.55\sim1.6$，气冲及静压造型 $K=1.6\sim1.65$。

② 计算混砂机台数

$$N=Q/q \tag{4.3-2}$$

式中，N 为混砂机台数；Q 为造型线小时最大用砂量，t/h；q 为所选混砂机生产率，t/h。

用式（4.3-2）计算时应注意：

a）当选用国产混砂机用于高压造型、气冲造型和静压造型时，混砂机负荷率较低，实际混砂机台数应再除以 50%～60%。若选用进口混砂机，则除以 80%。

b）一个砂处理工部使用 2～3 台混砂机为宜。因此，若计算出来的混砂机台数太多，则应另选生产率高的混砂机，以减少混砂机台数和砂处理占用面积。考虑到设备对生产的保障，尽量避免只采用 1 台混砂机。

4）系统型砂周转量　型砂周转量指砂处理系统所储存的型砂供造型循环使用的总量。一般认为在一个生产班次中型砂的循环使用次数不应多于 3 次，目的是让旧砂在旧砂储存斗中有充分时间调匀和自然降温。因此系统型砂周转量为

$$Q_1=QK_1 \tag{4.3-3}$$

式中，Q_1 为系统型砂周转量，t；Q 为小时型砂需要量，t/h；K_1 为系数，大批量生产取 $K_1=3$。

3.2.3　碾轮式混砂机

（1）特点

1）碾轮式混砂机主要通过既自转又公转的碾轮和刮板对型砂进行碾压、搅拌、混合和搓揉作用。但是由于碾轮对型砂产生的速度差小，因而对型砂的搓揉作用小，主要依靠碾轮的碾压力混制型砂，混制时型砂受碾轮碾压易生成块状。因此，碾轮式混砂机混制的型砂质量一般，只能够满足一般造型的要求。如果用于混制高密度砂型的型砂，则应保证有足够的混碾时间，并且在卸砂后至造型前增加松砂装置。

2）碾轮式混砂机结构较简单，维修比较方便。

3）碾轮式混砂机在混制型砂时，碾轮公转向前碾压型砂。如果砂层太厚则碾轮向前转动所受阻力就会很大，因此批料加入量不能太多。加之它是应用高的碾压力和低的搓揉速度混制型砂，因此其生产率低，能耗大。

（2）适用范围

碾轮式混砂机适合各类黏土砂和普通水玻璃砂的面砂、芯砂、单一砂和背砂的混制。

（3）代表型号及生产厂家

1）国内生产的 S11 系列碾轮式混砂机典型结构见图 4.3-62。

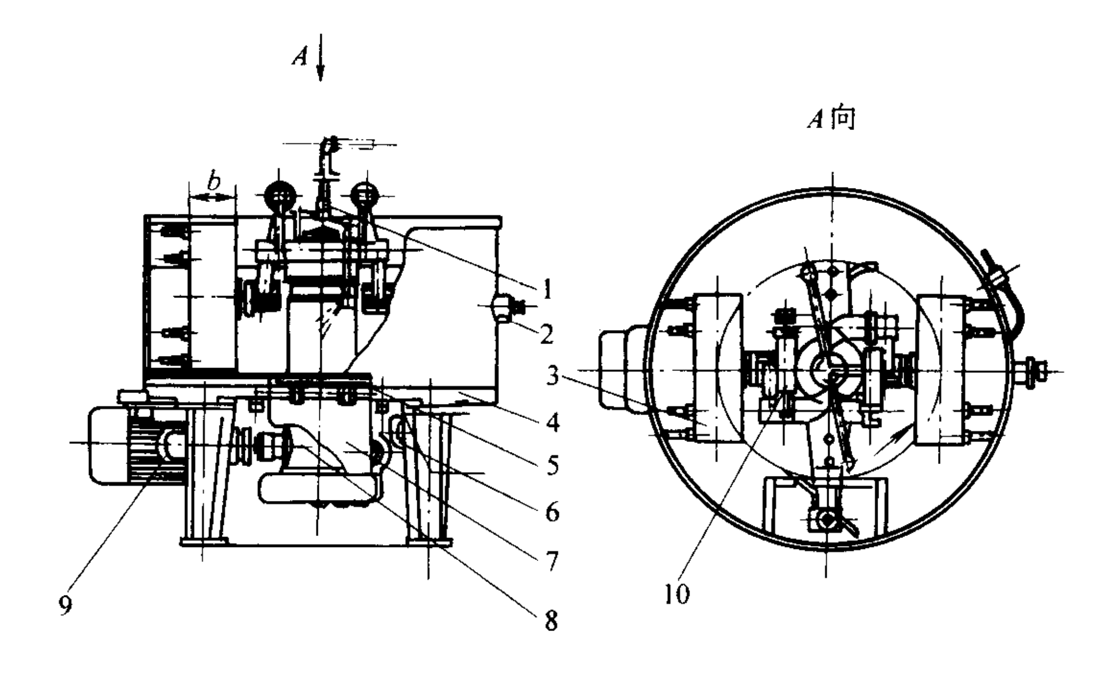


图 4.3-62　S11 系列混砂机典型结构

1—回转接头；2—取样装置；3—碾轮；4—机体；5—卸料门；6—卸料气缸；7—卸料溜槽；8—减速器；9—驱动电机；10—弹簧加压机构

2）双碾盘连续混砂机　20 世纪 60 年代，随着高压造型、挤压造型等现代高速造型机的发展，生产率较低的单盘双碾轮混砂机已显得与高速造型机不相适应。有时为了满足小时需砂量很大的造型线的需要，可能要选用多台混砂机，造成砂处理工部占用面积大。在此情况下，美国辛普森公司在碾轮混砂机基础上推出了"8"字形双辗盘连续混砂机（见图 4.3-63）。

双碾盘连续混砂机相当于将两台碾轮式混砂机并排组成（中心距小于单台混砂机）。两台混砂机的主轴转速相同而方向相反。混砂时从一个碾盘连续加入的物料受到碾轮和刮板的搅拌混合、碾压及搓揉。随着刮板的转动，部分物料穿过两碾盘的交界处而进入另一碾盘，因而物料呈"8"字形轨迹运动。在卸料门未放砂之前，由于物料在盘内多次"8"字形运动并反复交换位置，从而使型砂受到充分的混合、碾压和搓揉，使型砂性能均匀。通过控制卸料门的开启程度而调节物料在混砂机内的停留时间，可以控制型砂质量，从而适应不同的工艺要求。此种混砂机只要采用可调节物料加入流量的加料机和水分控制仪，即可实现连续混砂，生产率大大提高，占用的厂房面积小，适于需砂量大的单一砂自动造型线。

3.2.4　摆轮式混砂机

（1）特点

1）摆轮式混砂机有 2 个或 3 个安装高度不同的水平摆轮，混砂时绕主轴公转，刮板在转盘的带动下将底盘上的型砂铲起并向围圈抛出，形成一股砂流。摆轮在离心力的作用下摆向围圈并碾压砂流。可以看出，摆轮式混砂机的混砂功能是依靠主轴的高速旋转、与底盘成一定夹角的刮板及不同安装高度的摆轮共同配合，使型砂受到强烈的搅拌混合、碾压和搓擦作用，混砂效率高。摆轮式混砂机工作原理见图 4.3-64。

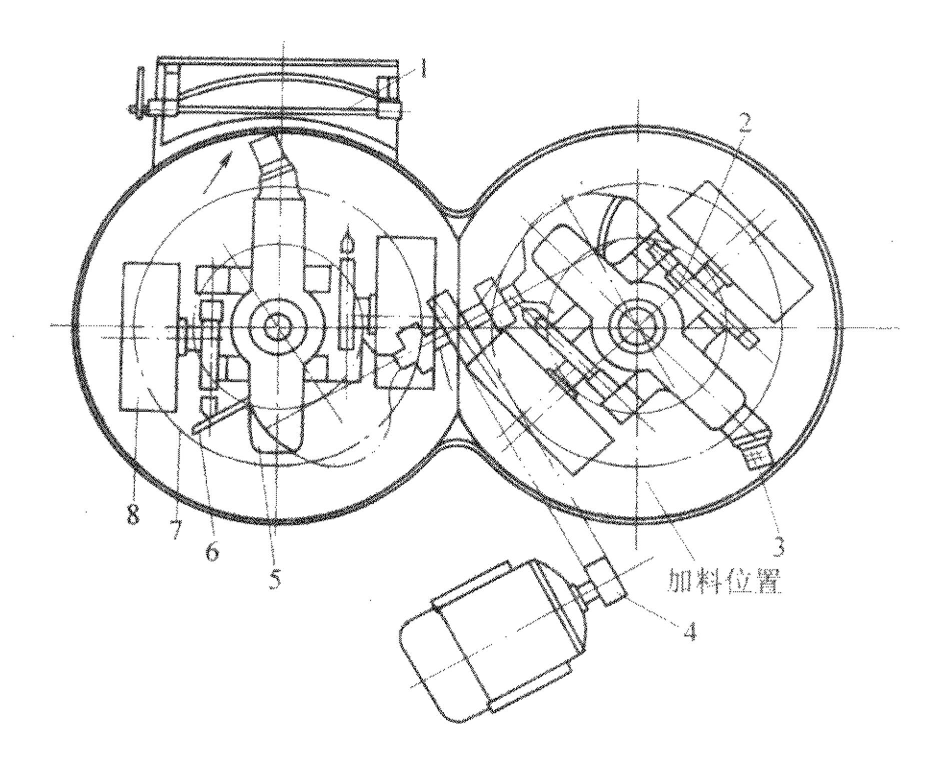


图 4.3-63 双碾盘连续混砂机结构图

1—卸料门；2—弹簧加压装置；3—外刮板；4—驱动装置；5—十字头；6—内刮板；7—料流流动路线；8—碾轮

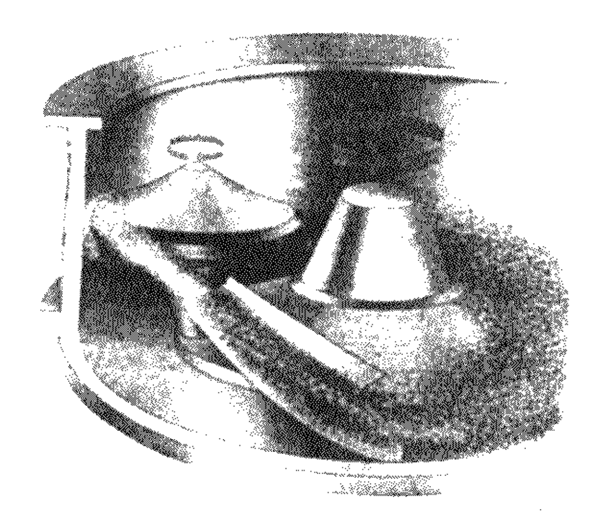


图 4.3-64 摆轮式混砂机工作原理示意图

2）摆轮式混砂机设有鼓风系统（见图 4.3-65），混砂时将冷空气吹入混砂机中，使型砂得到冷却和松散，因此型砂松散性好。

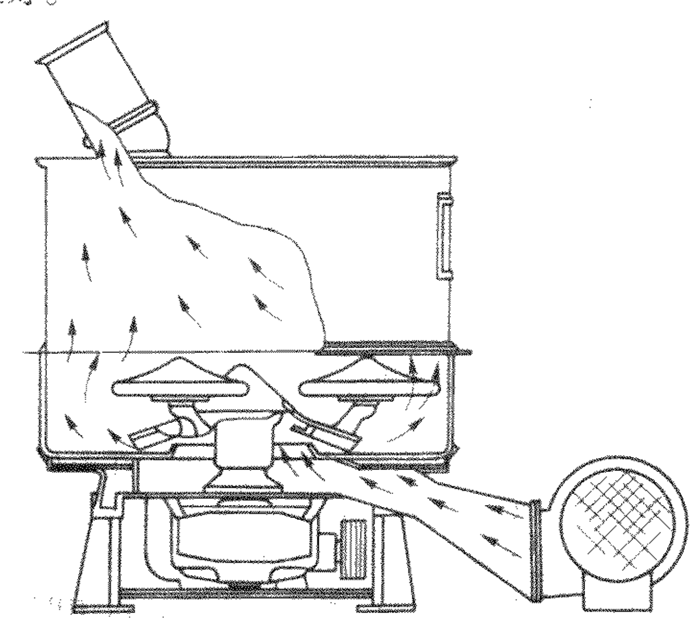


图 4.3-65 摆轮式混砂机混砂时鼓风示意图

3）由于主轴电机功率较大，转速高，生产率高。不过，这里要指出的是鼓风时往往会将黏土和煤粉吹走，不但损失辅料，还影响型砂质量，在现实使用时很少铸造厂使用鼓风系统。

（2）应用范围

摆轮式混砂机用于混制各类黏土砂的单一砂和背砂，以及水玻璃砂。

德国 Webac 工业集团公司是世界上生产摆轮式混砂机的著名公司，三摆轮混砂机的结构示意图见图 4.3-66，Webac 混砂机见图 4.3-67。

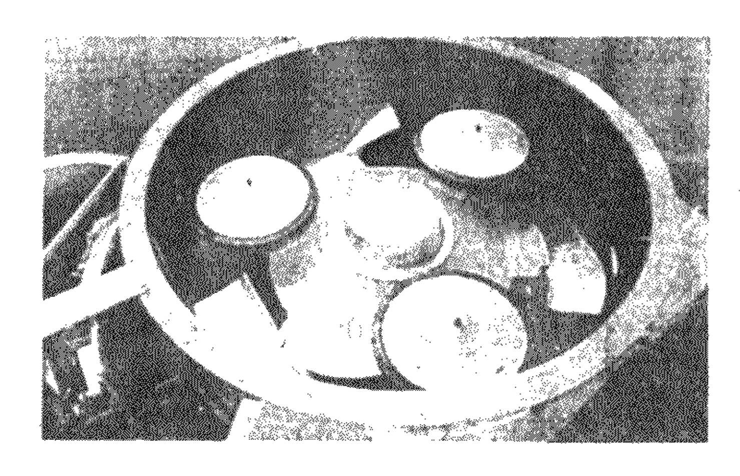


图 4.3-66 Webac 三摆轮混砂机结构示意图

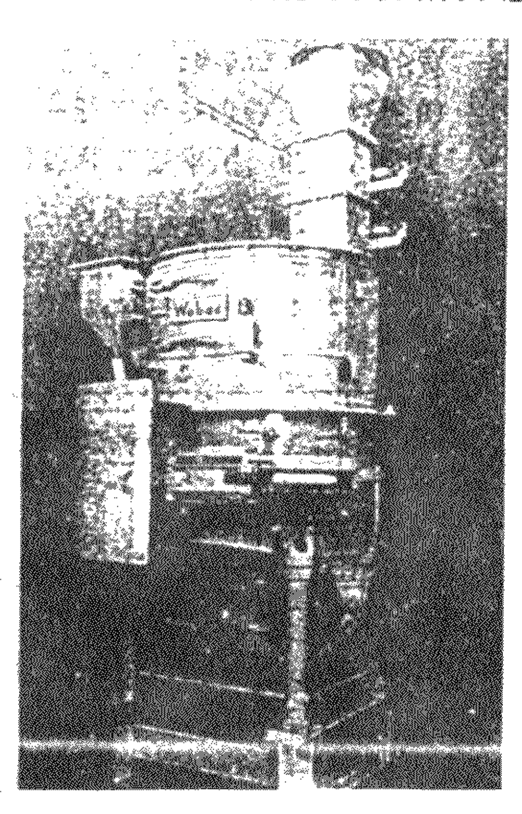


图 4.3-67 Webac 摆轮式混砂机

3.2.5 碾轮转子混砂机

（1）特点

1）双碾轮混砂机中的一个碾轮改为转子，其他结构不变（见图 4.3-68）。由于这种混砂机既有碾轮对型砂的碾压和搓擦作用，又有转子对型砂的剪切、冲击和搅拌作用，可以说它集中了碾轮式混砂机和转子式混砂机的特点，型砂质量较好。

2）由于增加混砂转子，使传动机构复杂，功率消耗增加。

（2）适用范围

用于各类黏土砂的混制，也可用于混制普通水玻璃砂背砂。

（3）代表性型号及生产厂家

碾轮转子式混砂机只有 S13 系列，目前使用较多的有 S1316、S1318、S1320 和 S1322 混砂机。这些混砂机的共同特点是采用了弹簧加、减压装置，使得随着混合料加入量的增加和型砂强度的上升其碾压力也逐渐增加，而在卸料时随着混砂机内型砂逐渐减少而使碾压力也随着逐渐减少，从而防止产生对型砂“压饼”现象。此处还安装了混砂棒，增加了对型砂的混合和松散作用。

3.2.6 转子混砂机

20 世纪 70 年代初，德国 Eirich 公司首先将在其他行业（如玻璃行业）使用的转子式混砂机引入铸造行业作为黏土砂混砂机。由于所混制的型砂质量和效率都很高，因而受到广大铸造工作者的欢迎，发展迅速。

（1）特点

1）转子混砂机利用安装在转子上的叶片高速旋转时对逆向流动的砂流施以强烈的冲击力，使砂粒间彼此碰撞、混合，砂层间产生速度差，引起砂粒间相对运动，互相搓擦，并使黏土和煤粉等粉状材料包覆在砂粒表面。

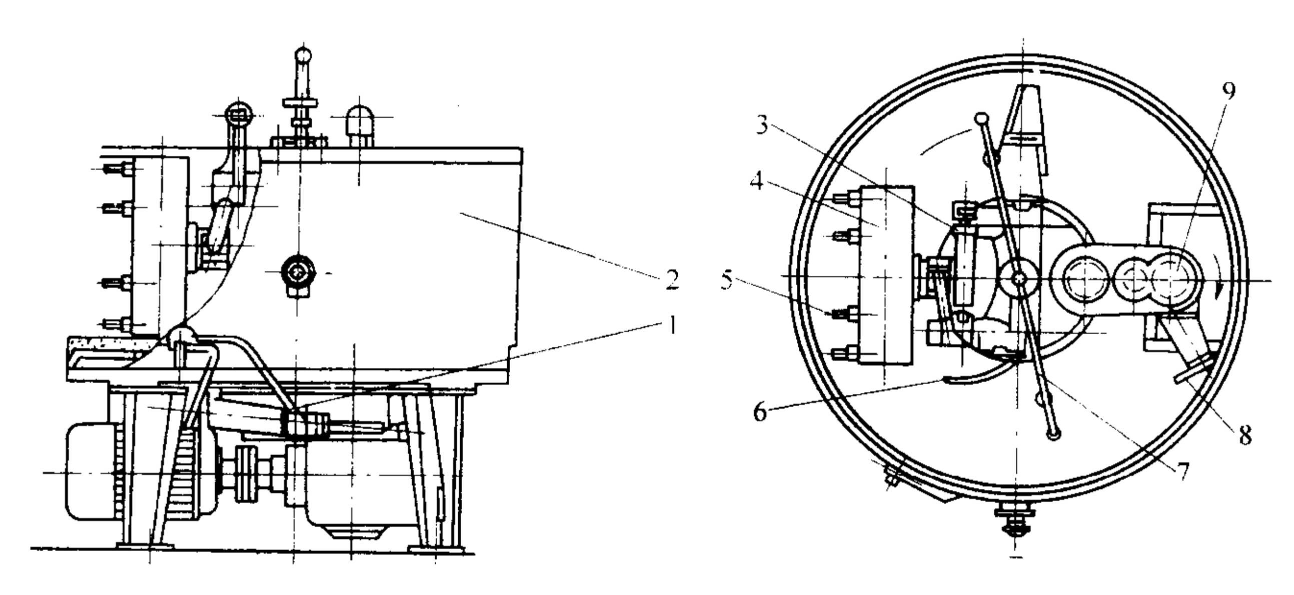


图 4.3-68　碾轮转子混砂机结构简图

1—气缸；2—围圈；3—弹簧加压装置；4—碾轮；5—搅拌棒；6—内刮板；7—喷水系统；8—臂刮板；9—转子

2）混制的型砂质量好，并呈松散状态，无需设置调匀斗或安装松砂机，可直接进行造型。

3）混砂速度快，周期短，生产效率高。

（2）适用范围

转子式混砂机适于混制各类型砂，是高压、气冲、静压和射压造型较为理想的混砂机。

为了使混合料与转子形成接触产生相对流动采用的不同方式，转子混砂机有转子固定或转子公转、底盘和围圈固定或旋转等数种，下面将分别予以介绍。

1）底盘和围圈不动、转子固定混砂机　这种混砂机有如下特点：

① 转子固定自转，刮板绕主轴中心转动，侧面卸砂。

② 利用刮板的转动将物料送至转子下方混砂。由于整盘物料需依靠长而较高的一对“S”形刮板带动回转，刮板的驱动功率很大。

③ 由于刮板使转子不能伸入砂层太深而悬于砂层之上，影响混砂效果。同时，由于刮板向转子供料不均匀，降低了混砂效率。

④ 结构简单，维修方便。

⑤ 生产率高，能耗低。

底盘和围圈不动、转子固定的混砂机见图 4.3-69。

DISA 公司生产的 TM 系列高速混砂机具有精确的物料称重，自动测温和水分控制；采用特殊的辅料加入方法和强力的混碾作用保证混碾的短周期和高生产率；水分的加入采用径向射向混合料的方法使砂团不结块；密封防尘，无灰分损失，不污染环境；结构设计坚固，无需防震地基。其结构见图 4.3-70。

德国 KW 公司生产 WM 型混砂机。该混砂机利用转子和三块安装角度不同的刮板对型砂进行强烈搅拌和混合，混砂均匀，型砂松散，效果较好。

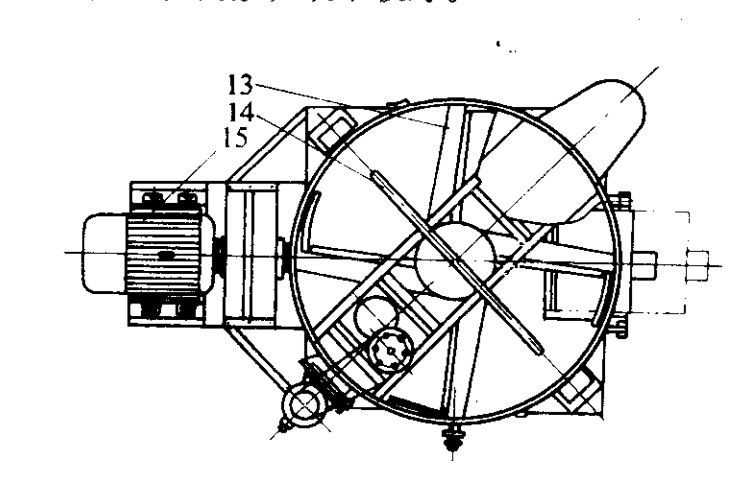


图 4.3-69　底盘和围圈不动，转子固定混砂机结构简图

1—液压耦合器；2—支撑柱；3—取样门；4—清扫门；5—转子传动电机；6—上罩；7—转子；8—卸砂门；9—机体；10—减速器；11—润滑系统；12—底座；13—刮板；14—喷水系统；15—主轴驱动电机

2）底盘和围圈转动、转子固定的混砂机　这种混砂机有如下特点：

① 混砂机底盘和围圈转动，但顶盖由立柱支撑不动，（顶盖与围圈之间有密封圈），因此安装在顶盖上的转子的中心位置是固定的，转子自转时的方向与底盘围圈转动的方向相反，因此也常常称这种混砂机为逆流转子混砂机。

② 底盘旋转时，固定的短刮板将砂流推挤向围圈壁并堆高，连续稳定地搅拌混合。此时由于转子线速度高，使砂流线速度很高，砂层速度差大，砂粒间剪切搓擦作用强烈。因此，混砂机混砂效率高，型砂质量好。

③ 由于该种混砂机不是像通常混砂机那样靠高速旋转的刮板向转子送砂，而是依靠慢慢转动（6～10 r/min）的底盘送砂，静止的刮板与底盘之间只有缓慢的相对运动，因此刮板和底盘磨损少，使用寿命长，维修量小，设备的维修费用低。

④ 由于刮板固定不动，转子可以深入型砂内部，叶片贴近底板，使得全部砂子都能得到搅拌，因而提高了混砂机的效率和生产率。

德国 Eirich 公司转子混砂机有 R 和 D 型两种机型。R 型容量为 500～3 000 L，倾斜安装，有利于内部混合料的翻转和定向移动。D 型容量为 4 000～7 000 L，水平安装。两种机型卸料口均设在底盘中央。由于可在围圈与罩壳间采取可靠的密封措施，Eirich 公司已开发出可将机内抽真空的混砂机，使在混砂的同时降低了旧砂温度。采用有抽真空功能的混砂机可以不必在混砂机外强制冷却旧砂。此种混砂机由于维修要求较高，目前尚未推广，仅在少量国家（如日本）一些铸造厂使用。

Eirich 公司混砂机外观如图 4.3-71 和图 4.3-72 所示。

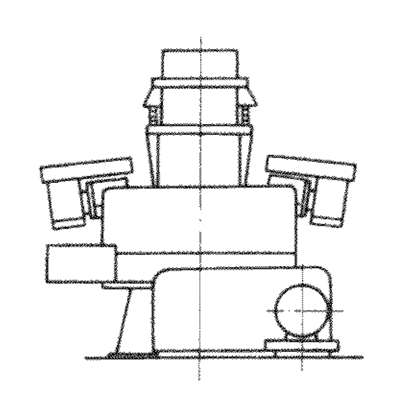
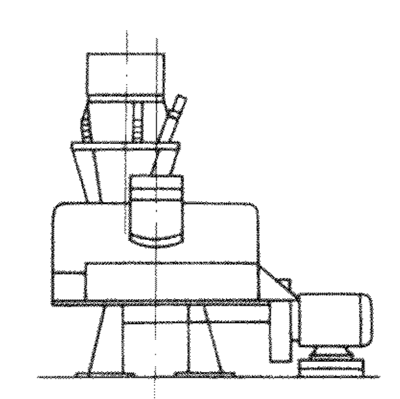
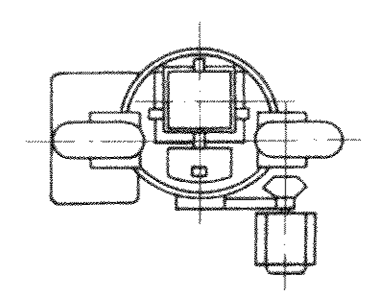




图 4.3-70 TM 高速混砂机结构简图

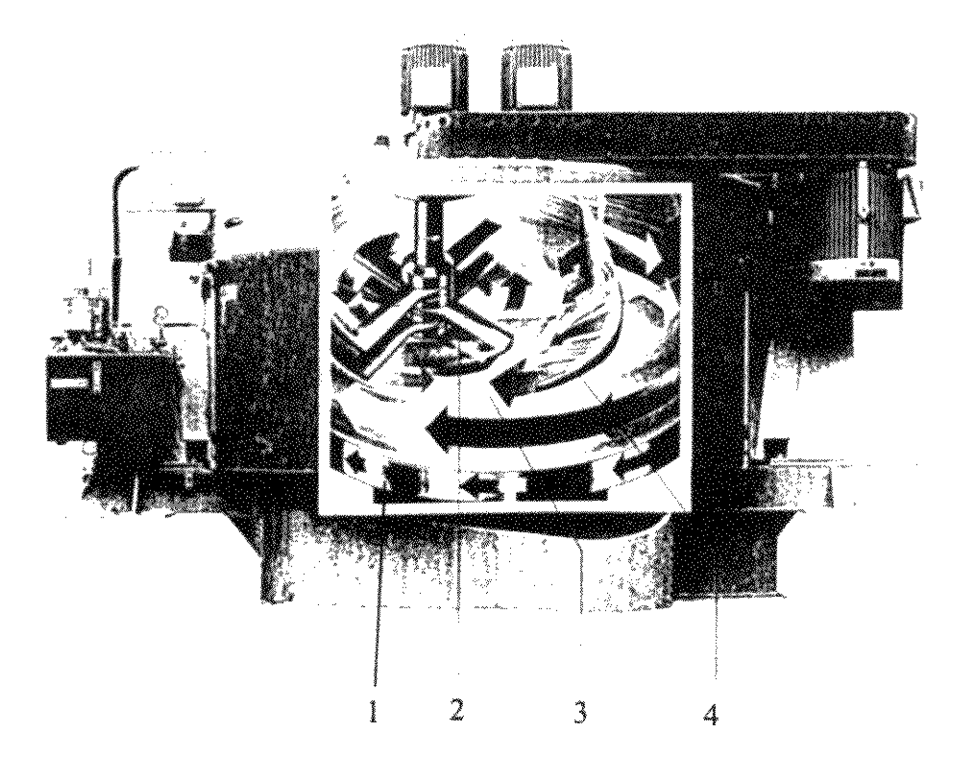


图 4.3-71 德国 Eirich 公司 D 型混砂机
1—底盘；2—转子；3—砂流；4—刮板

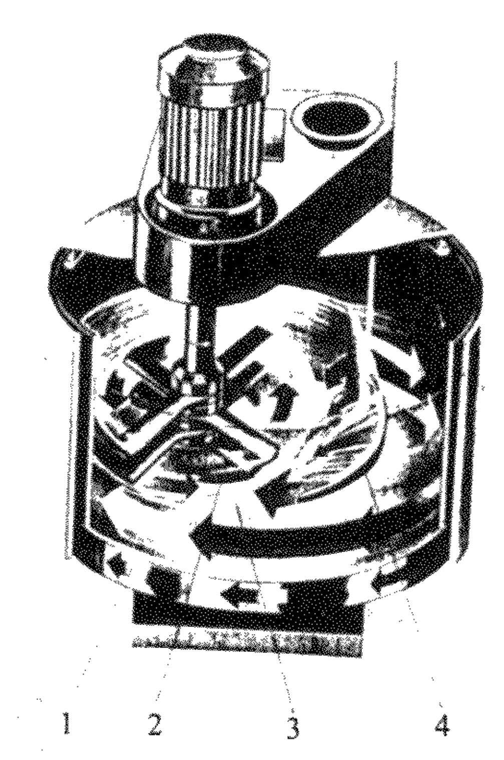


图 4.3-72 德国 Eirich 公司 R 型混砂机
1—底盘；2—转子；3—砂流；4—刮板

3）行星转子混砂机 行星转子混砂机有如下特点：

① 转子固定在回转臂上。转子在自转的同时也随回转臂一起绕混砂机转盘中心主轴公转，转子公转方向与自转方向相同。另外，与转子同等数量的底刮板也固定在回转臂上，保证了对物料产生高速的冲击、剪切和搓擦。同时，由于转子叶片深埋砂层，贴近底板，使型砂得到充分而平衡地混制，因而提高了混砂效率和生产率。

② 混制型砂松散，质量好。

③ 回转臂上的自转及公转机构复杂，要求密封性严格，易损件多，维修和保养性差。

国产行星转子混砂机结构见图 4.3-73。

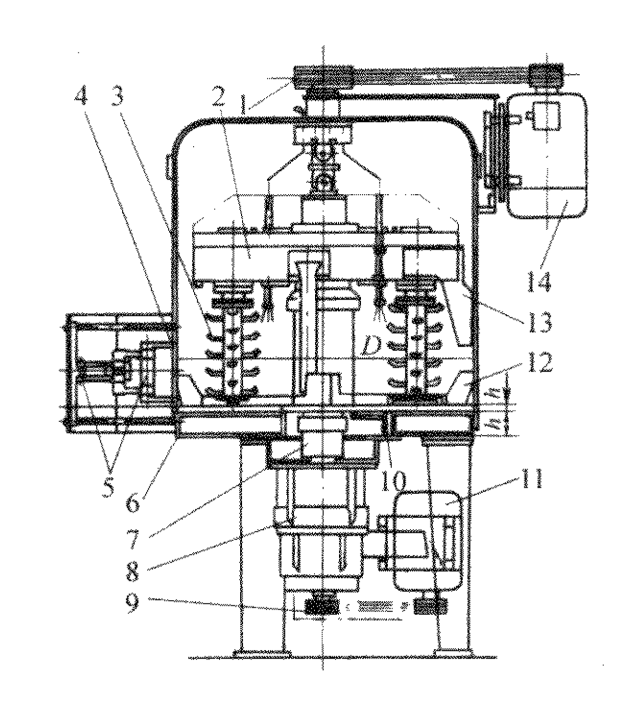


图 4.3-73 S16C 系列行星转子混砂机
1—转子 V 传动带；2—转臂；3—转子；4—卸砂门；
5—润滑油杯；6—底盘；7—齿轮联轴器；8—减速器；
9—转臂传动 V 带；10—润滑油杯；11—转臂驱动电机；
12—刮板；13—壁刮板；14—转子驱动电机

DISA 公司生产的 SAM 系列行星转子混砂机在低速回转臂上有一只高速旋转的转子，回转臂的另一端则是壁刮板，而底刮板则安装在中央立柱上。回转臂回转时底刮板和壁刮板共同作用将砂流导向转子工作区内，从而对型砂进行强烈的混合。SAM 系列混砂机外形见图 4.3-74，结构示意图见 4.3-75。

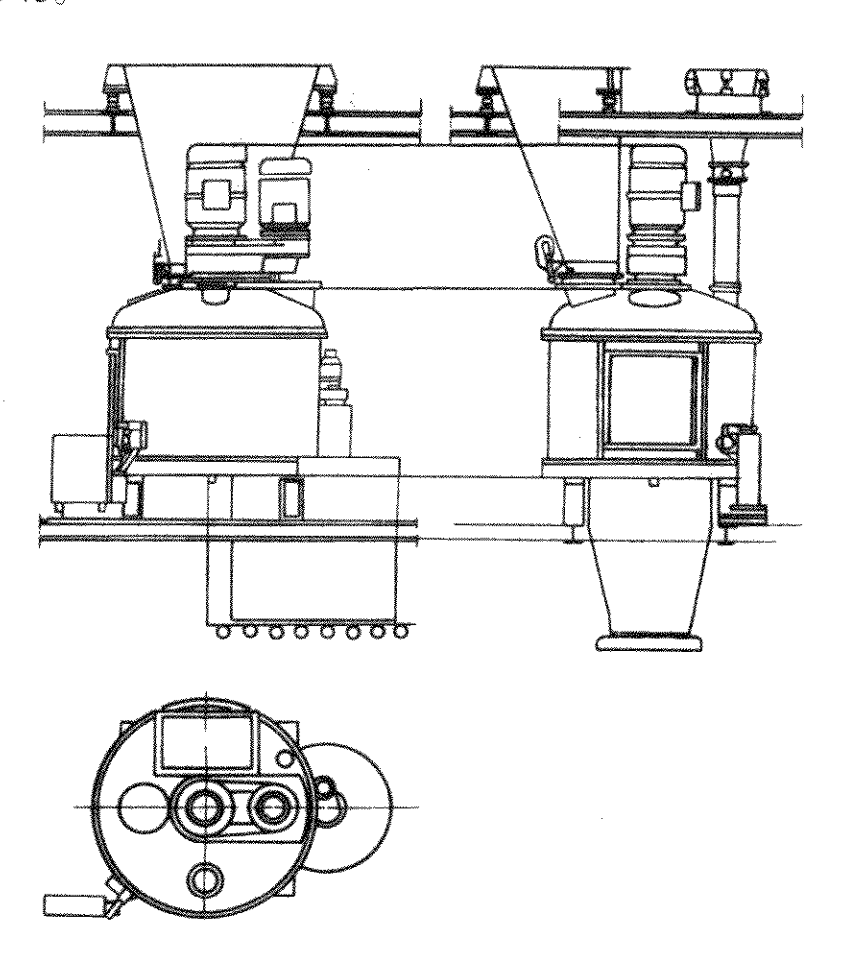


图 4.3-74 SAM 系列行星转子混砂机外形

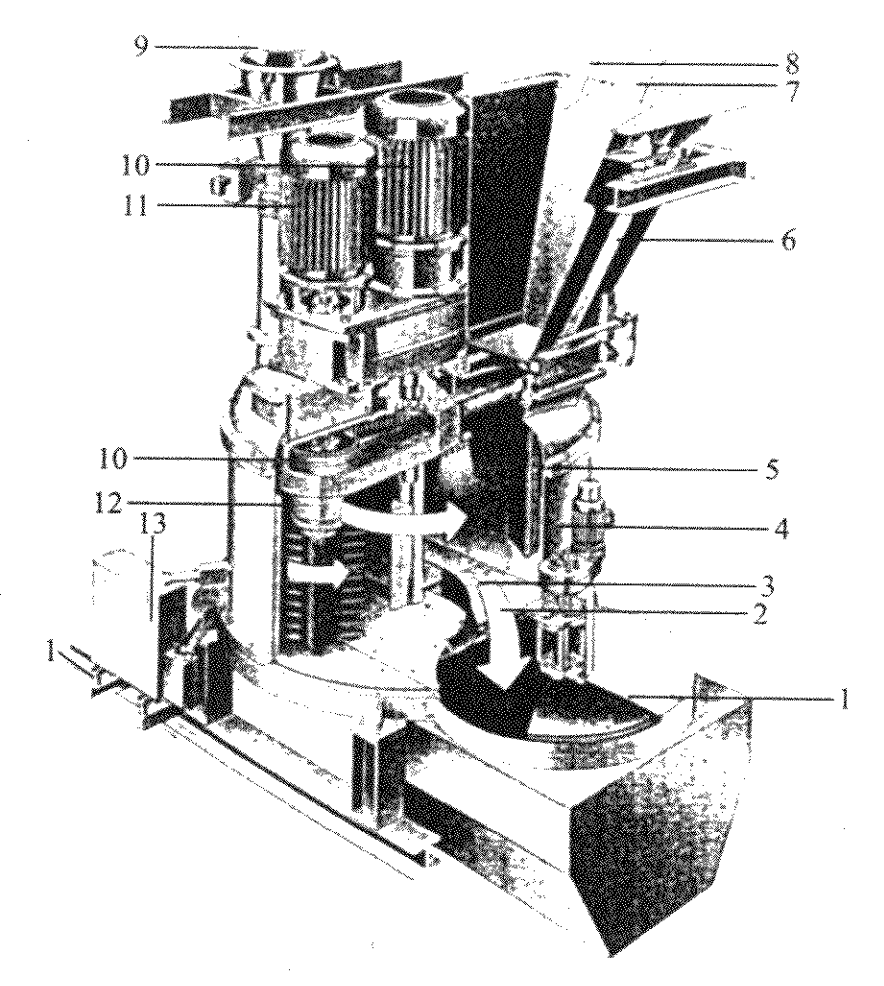


图 4.3-75 SAM 行星转子混砂机结构示意图

1—卸砂门及传动装置；2—卸砂；3—底刮板；4—混砂机外壁；5—侧壁刮板；6—新旧砂称量斗；7—旧砂；8—新砂；9—附加物称量斗；10—桥式齿轮驱动电机及传动带；11—转子驱动电机；12—转子；13—SMC 控制器

3.3 混砂机加料定量装置

混砂时，加入的旧砂、新砂、煤粉和黏土等原辅材料所占的比例，以及加水量的多少，都直接影响型砂的质量。不同的工艺要求，都有不同的组分配比。反过来说，改变加入原辅材料的组分配比就可以得到工艺上所要求的型砂质量。因此，混砂机原辅材料准确的定量加入对型砂质量是至关重要的。

（1）定量加料的方式

目前铸造厂混砂定量主要有两种方式。

1）时间定量法　首先确定所需型砂的工艺要求的各种物料的配比，计算出各组分的加入量，根据所使用的定量给料机的给料情况测出各种物料达到所要求的重量的时间。混砂时，按照所测得的加料时间依次将旧砂、新砂、黏土和煤粉加进中间料斗或直接加入混砂机内。若先加入中间料斗然后再加入混砂机，则由于混砂中可提前将下一批料先加进中间料斗，当前一碾型砂排空后即可打开中间料斗闸门将全部物料加入混砂机内，比直接加入混砂机节约时间，有利提高混砂机生产率。简单加料流程如下：

料　斗 ➡ 定量给料机 ➡ 中间料斗 ➡ 混砂机

旧砂和新砂的给料多采用惯性振动给料机、圆盘给料机和带式给料机，而粉状的黏土和煤粉则采用密封性好、中间可多点装料和卸料的螺旋给料机。

时间定量法有如下特点：

① 设备简单，投资省。

② 受人为因素和设备状况影响大，准确性差。

③ 定量给料机前的料斗必须经常保持有足够的料位，才能保证给料均衡。

此种加料方式多用于中小型铸造车间和对型砂质量要求不是很严格的场合。

2）重量定量法　重量定量法与时间定量法加料流程相同，但“中间料斗”安装一套重量传感器，各种物料加入按“重量”控制，而与加料时间无直接关系。由于煤粉和黏土等辅料加入比例小，加入量少，为了提高准确性，往往给它们再配一个称量范围小的称量斗，以提高称量精度。

3）容积定量法　容积定量法是根据加入物料重量设计对应容积的容器作为物料加入的量具。此种方法由于生产中存在物料加入量调整比较困难等原因，在电子称和重量传感器出现后已不再使用。

随着计算机控制技术和型砂检测技术的发展，人们还可以使用变频器改变黏土给料机（螺旋给料机）电动机的转速而改变黏土的加入量，从而调整型砂的湿压强度。

进口的混砂机均采用重量定量法，国内制造的混砂机有的也开始应用。

（2）水加入的方式

传统的定量加水是混砂机操作者根据经验确定型砂达到工艺要求含水量所需加水时间的长短。但它受管道水的流量和压力影响大，很不准确，往往还要由操作工用“手捏”砂团以决定是否调整加水量，受人为因素影响很大，因此型砂的含水量波动很大。采用液位传感器定量的容积法定量加水方法由于生产中不能随时调整，它只能用于一般场合。

准确的定量加水方式有“称量”法（德国 Eirich 混砂机使用）和“脉冲计数”法（DISA 公司混砂机使用）。加水量的多少，首先由型砂性能检测控制仪（如 Eirich 公司的 AT1、DISA 公司的 SMC 等）检测出旧砂的紧实率。因为在型砂组分一定的条件下，型砂紧实率与含水量成直线关系，它体现了型砂中水分和黏土的共同影响，更好地反映造型性能，因此可以通过检测型砂紧实率来控制加水量，实际加水量则由 PLC 自动计算出。也可用湿度探头（如 Eirich 公司的 FK - PLC 水分修正系统）检测旧砂中的水分和温度，通过 PLC 控制水的加入量。

德国 Eirich 公司的“称量”法就是将需要加入的水量先通过电磁水阀加到带称重的水桶内，然后再加入混砂机中。而 DISA 公司的“脉冲计数”法则是采用一只可以按流过的水量发出相应脉冲数的蜗流流量传感器，当脉冲数达到设定值或控制系统的计算值时，电磁水阀关闭。

3.4 旧砂冷却装置

3.4.1 旧砂冷却的方法、机理和条件

旧砂温度低，混制后的型砂温度也低。旧砂冷却的目的是使进入混砂机的旧砂含水量和温度低且稳定，从而保证混砂机的控制有效性，使混制的型砂质量保持稳定良好状态。因此旧砂冷却是解决砂处理系统热砂问题的关键。

（1）旧砂冷却的方法

旧砂冷却的方法有自然冷却和强制冷却两种。自然冷却是指利用旧砂在自然条件下向环境散热降温。一般采用长距离的运输和系统中尽量多的旧砂储存量，减少旧砂的循环使用次数。这种方式对砂铁比较大（例 10 以上）、小批量生产和环境温度低时有一定效果，但对大批量流水生产及温度高的生产环境作用不大，而且也会增加砂处理工部的占地面积。

强制冷却方式是采用合适冷却介质，通过冷却设备对旧砂实施强制冷却降温的方法。强制冷却方法中，虽然国外有人在旧砂中加入质量分数约 5% 的液氮和质量分数 3% 的干冰来冷却旧砂，但考虑到经济性、排放物对环境的污染及可随意使用和容易得到等因素，世界上普遍采用给旧砂加水蒸发吸热的方法冷却旧砂。因此，文章只介绍旧砂加水冷却的方法。

（2）热旧砂冷却的机理和条件

1）热旧砂冷却的机理　热旧砂冷却的实质是利用砂中部分水分蒸发时吸热原理而使砂降温。有人根据计算得出，砂中水分每蒸发质量分数 1%，可以使热砂降低 23 ~ 25℃。

2）热旧砂冷却的条件 要使热旧砂冷却必须具备下列三个条件：

① 砂子必须是湿的。

② 砂子必须与空气充分接触。

③ 应有足够的风量将蒸发的水气带走。

（3）旧砂冷却系统的组成

旧砂冷却系统包括砂冷却器、加水装置、搅拌装置、鼓风系统、抽风除尘系统、砂温及含水量检测装置和电气控制系统。有的采用除湿防堵措施，例如环境温度低时对鼓入的空气渗入热风，或在除尘管道上增设加热保温装置等。

3.4.2 旧砂冷却加水量、鼓风量和抽风除尘量的计算

（1）加水量

若按照相当于砂重1%的水分汽化时可使热砂降温25℃计算，则汽化所需的加水量为

$$Q = (t_1 - t_2) / (25 \times 100)\ Q_1 \qquad (4.3\text{-}4)$$

式中，Q 为汽化所需的加水量，kg/h；t_1 为热砂温度，℃；t_2 为冷却后的砂温，℃；Q_1 为需要冷却的热砂重量，kg/h。

如果希望冷却后的砂需要保持一定的水分，一方面使砂子在输送过程不扬灰，另一方面可减少混砂机混砂时的加水量，缩短混砂周期，则实际加水量应按下式计算

$$G = (q_2 - q_1)\ Q_1 + Q \qquad (4.3\text{-}5)$$

式中，G 为实际加水需要量，kg/h；q_2 为冷却后砂子含水量（质量分数），%；q_1 为经过冷却器时热砂含水量（质量分数），%；Q_1 为需要冷却的热砂量，kg/h；Q 为汽化所需加水量，kg/h。

（2）鼓风量

$$L = 1\,000\ W / (d_2 - d_1) \qquad (4.3\text{-}6)$$

式中，L 为需向冷却器鼓风风量，m^3/h；W 为汽化水量，kg/h；d_1 为空气初始含湿量，g/kg 干空气；d_2 为空气终了含湿量，g/kg 干空气。

（3）抽风除尘风量

$$L_1 = (1 + 0.1 \sim 0.15)\ L \qquad (4.3\text{-}7)$$

式中，L_1 为抽风除尘风量，m^3/h；L 为向冷却器鼓风风量，m^3/h。

抽风除尘风量大于鼓风量的原因是为了使冷却器内形成负压，防止粉尘向外逸出。

3.4.3 常用的旧砂冷却设备

（1）冷却滚筒

冷却滚筒主要有滚筒式旧砂冷却机和冷却落砂滚筒两种。前者专门用于热旧砂冷却，后者则同时兼有冷却和落砂功能。冷却落砂滚筒又有旋转式和振动式之分。

1）滚筒式旧砂冷却器 该机内壁设有挡砂板和反弹板，能够把旧砂带起再下落。滚筒内的湿热带粉尘空气由滚筒入口处的三叶扇风板导出，出口端设有筛砂金属网，筒外还设有电加热器以防止滚筒内壁黏砂。

工作时，经过增湿搅拌后的热湿旧砂进入旋转的滚筒内，热旧砂在滚筒内被刮板强烈搅拌，并在螺旋板的作用下缓慢前进，滚筒一端设置的抽风除尘系统将热交换后的湿热带粉尘空气抽走，从而达到旧砂冷却的目的。该机动力消耗低，并对砂团有一定破碎的作用。

滚筒式旧砂冷却器外形结构见图4.3-76。

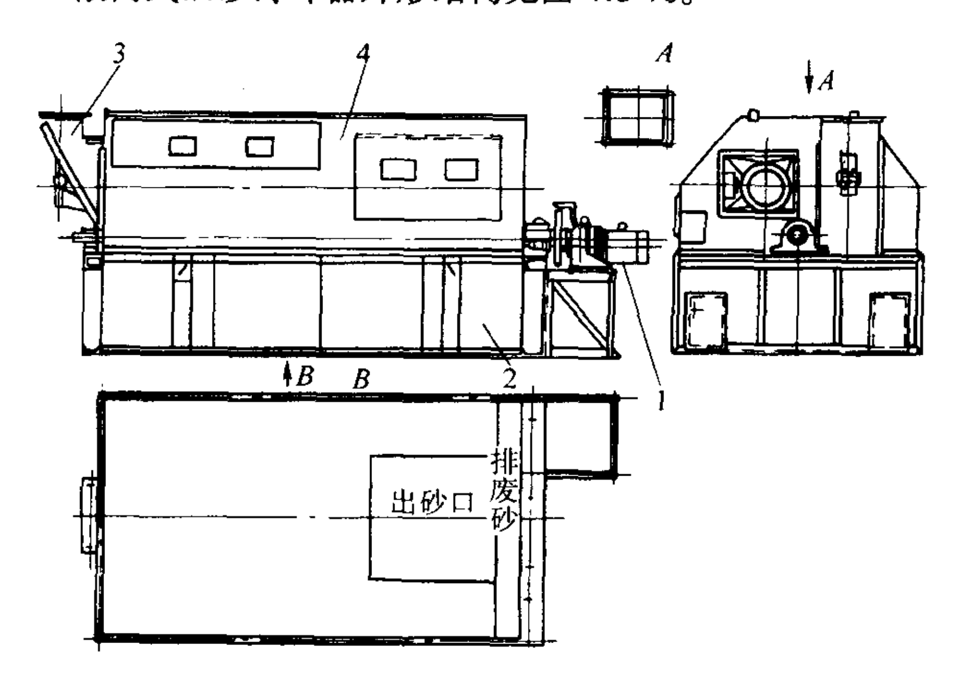


图4.3-76 滚筒式旧砂冷却器外形结构

1—减速器；2—支座；3—进砂溜管；4—滚筒

2）冷却落砂滚筒

① 旋转式冷却落砂滚筒 设备由筒体、落砂筒体、底座、支座、挡轮和驱动装置等组成。该设备具有落砂、型砂冷却和破碎以及铸件冷却等功能。

国产L3218冷却落砂滚筒外形结构见图4.3-77。

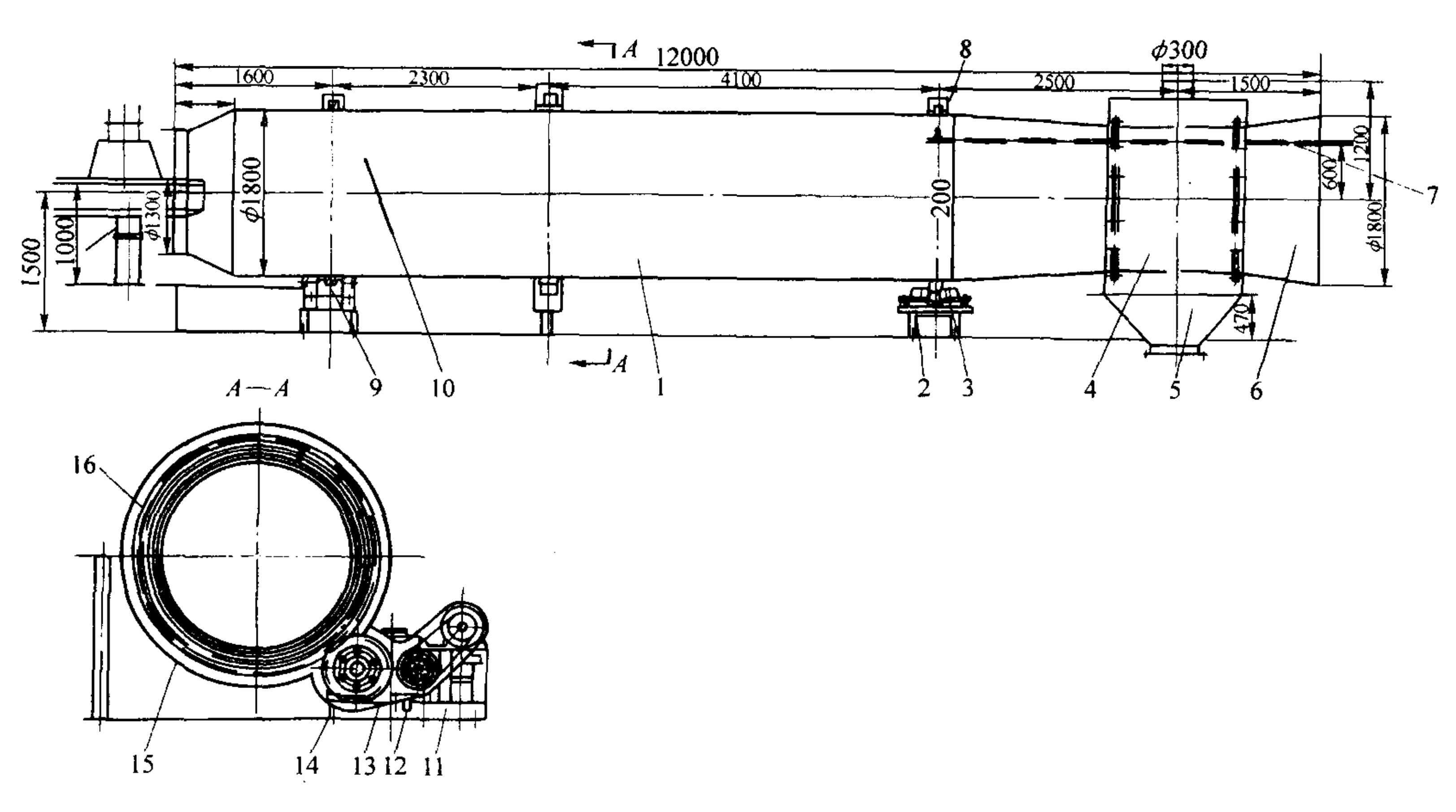


图4.3-77 L3218冷却落砂滚筒外形结构

1—筒体；2—支座；3—挡棍；4—落砂段；5—除尘罩；6—出料口；7—喷淋装置；8—罩子；9—滚轮；10—叶片；11—底座；12—带轮；13—小罩；14—小齿轮；15—大齿轮罩；16—大齿轮

DISA 公司 CDR 系列冷却落砂滚筒外形见图 4.3-78，具有如下特点：

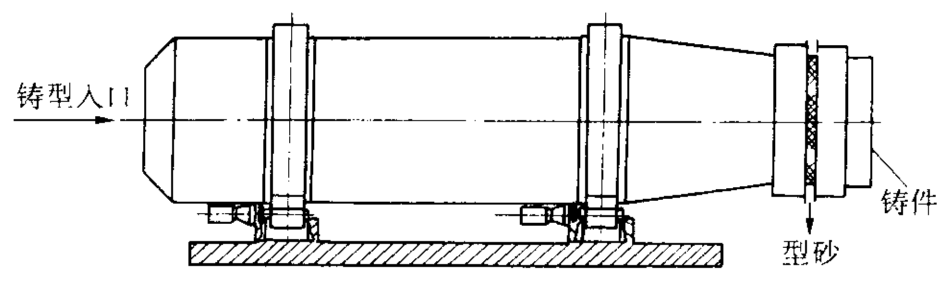


图 4.3-78　CDR 系列冷却落砂滚筒外形图

如进口铸件温度在 700℃以下，铁砂比在（1:5）～（1:10）之间，则滚筒出口处铸件温度一般为 75℃，过筛后砂温为 55～65℃左右。

能自动加水调整砂子温度和含水量。

② 振动式冷却落砂滚筒　振动式冷却落砂滚筒也称“振动鼓”，由德国卡尔·申克公司生产，其外形见图 4.3-79。这种设备的主要部件是直径为 ϕ1 250～ϕ2 500 mm、长度为 6 000～10 000 mm 的滚筒，由弹簧支撑。机械式激振器安装位置与垂直方向成一个角度，与圆筒的水平轴的夹角略小于 90°，从而产生一个在垂直方向及水平方向均为倾斜的激振力。在该激振力的作用下，圆筒便产生一个与激振力同方向的振动。铸件及型砂由圆筒顶部的入口进入圆筒后，便沿一条螺旋线缓慢地向出口移动。在移动过程中，型砂被振落，于是铸件被埋在砂中，使得铸件不会被磕碰伤。铸件在型砂中的运动使砂团得到破碎。与此同时，分布在筒壁的喷嘴在 PLC 控制下向筒内喷水，以加速型砂的冷却和调整型砂的湿度。

振动式冷却落砂滚筒适于铸铁件生产，也适于铸钢件生产。铸件最大质量可达 150 kg，砂处理量 25～90 t/h。

该设备生产率高、寿命长、噪声低、产生的粉尘少，不损伤铸件。但要求进入滚筒的铸件温度不得高于 700℃，以防止铸件在筒内发生相变。

（2）振动沸腾冷却装置

振动沸腾冷却装置一般由增湿搅拌器、振动沸腾冷却床、鼓风系统和抽风除尘系统等组成，其主要工艺流程如图 4.3-80 所示。

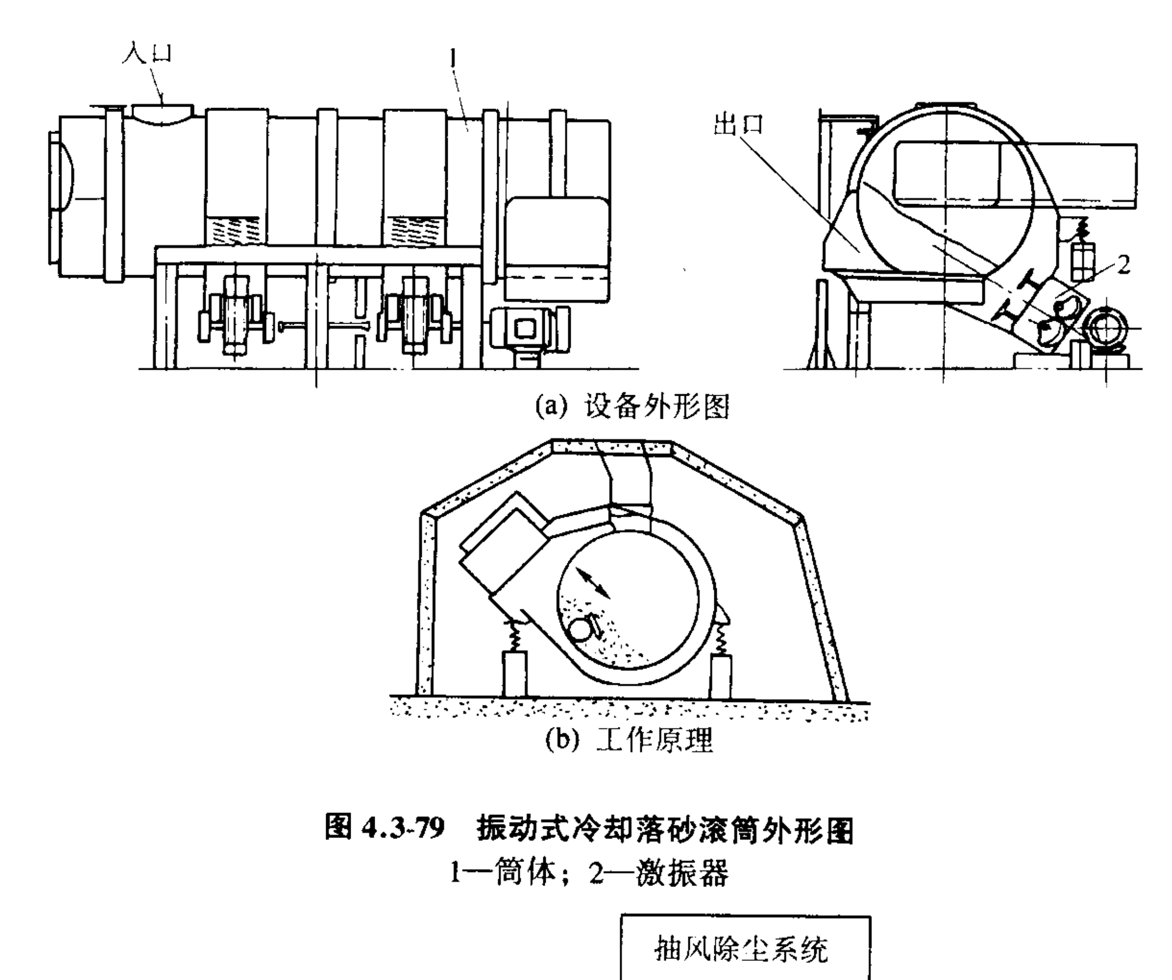


图 4.3-79　振动式冷却落砂滚筒外形图

1—筒体；2—激振器

抽风除尘系统

给料机 → 热旧砂 → 增湿搅拌器 → 湿热旧砂 → 振动沸腾冷却床 → 冷旧砂 → 带式运输机

鼓风系统

图 4.3-80　振动沸腾冷却装置的工艺流程

热旧砂进入搅拌器喷水搅拌均匀后进入振动沸腾冷却床，在床内孔板上沿振动方向前进，此时鼓风系统从孔板下部鼓入冷风。在振动床作用下，砂粒向上加速度大于下落的重力加速度（2～3 倍），使砂粒在孔板上呈跳跃式前进。厚砂层向上跃起下落时下层先落，而上层后落，砂层变薄，冷风从孔板吹入砂层后使砂子呈沸腾状态，冷空气与砂粒充分接触，砂粒表面水膜汽化降温，抽风除尘系统将带粉尘和水气的空气抽走，冷却后的砂子从冷却床出口进入带式输送机。

实际使用中，有的工厂不设增湿搅拌器，而是在振动沸腾冷却床内直接给沸腾的热砂喷水。

1）振动沸腾冷却装置的特点

① 砂粒与空气接触充分，冷却效率高，效果好（可使热砂冷却至“室温 + 10℃”的温度），适用各种铸造生产。

② 振动多选用“共振放大”的亚共振区，所需电机功率小，能耗低，设备价格较低。

③ 对振动部件质量要求高。

④ 没有任何混合功能，而且流态化的空气会把砂子颗粒按其尺寸大小分离，黏结剂和粉料会从砂系统中被气流带走，必须增设一级大的旋风分离器将分离出的物料收集并接入带式输送机回收。

⑤ 容易堵塞筛孔，需定期清理。

2）振动沸腾冷却床的种类　振动沸腾冷却床有单质体和双质体之分。单质体振动沸腾冷却床由带鼓风室的床体、激振器和减振簧等组成，双质体振动沸腾冷却床则由带鼓风室的床体、配重底架（其质量是振动床的 3～5 倍）、激振器、共振弹簧和减振簧等组成。双质体振动沸腾冷却床的优

点是对基础的作用力比单质体小（为单质体的 1/5～1/3），但由于使用的弹簧等参振零部件多，结构也大，维修工作量大，因此目前使用较少。

3）国产振动沸腾冷却装置　目前国内生产单质体振动沸腾冷却装置的厂家有机械工业部第一设计研究院、金山铸机厂、江阴三铸机和江阴铸冶厂等。S86、S86B 和 SL 系列单质体振动沸腾冷却床结构见图 4.3-81。

4）SKA 和 SFC 系列振动沸腾冷却装置　SKA 和 SFC 系列振动沸腾冷却装置由 DISA 公司生产。SKA 系列振动沸腾冷却装置不设机外增湿搅拌器，而由一套电子检测温度系统控制的多级喷水系统在床内向热砂喷水。该系统与砂流量、给料设备、冷却装置和鼓风机联锁，能显示工作状态、料斗料位、加水量等参数，并可根据工艺要求随时调整。SFC 系列振动沸腾冷却装置与 SKA 大体相同，只是两者的鼓风室结构不同，SKA 系列结构见图 4.3-82，SFC 系列见图 4.3-83，主要技术规格分别见表 4.3-81 和表 4.3-82。

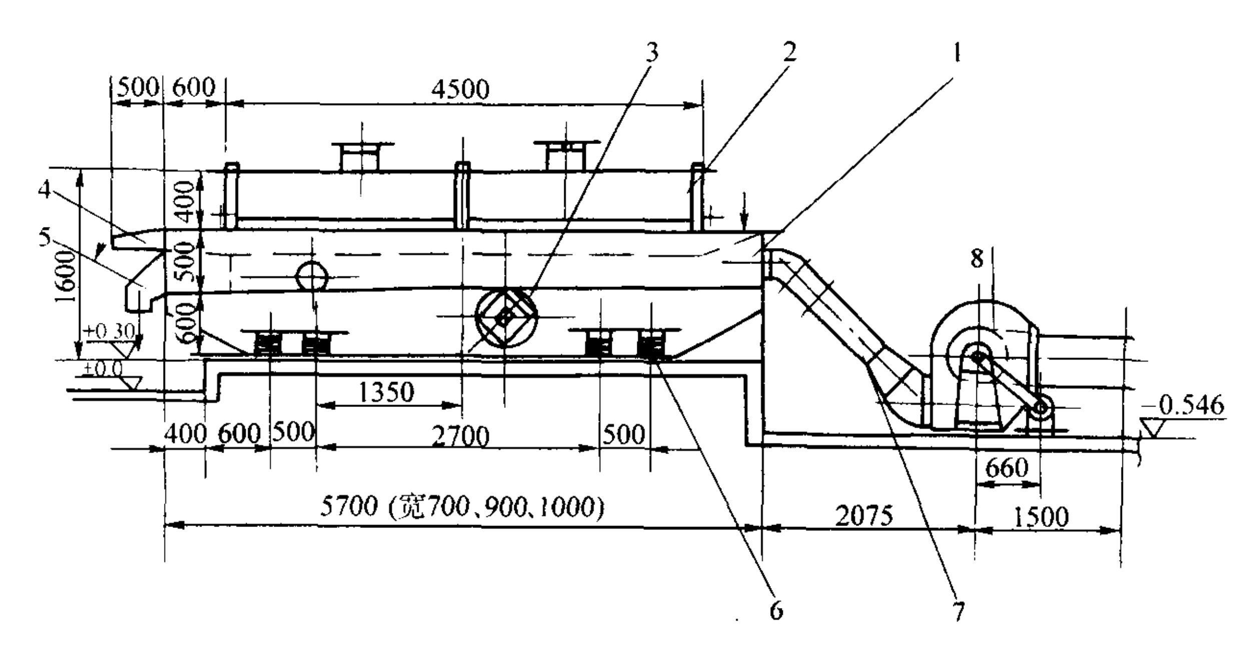


图 4.3-81　S86B 系列单质体振动沸腾冷却床结构图

1—振动床体；2—除尘罩；3—激振器；4—出渣口；5—出料口；6—减振弹簧；7—风管；8—鼓风机；括号内尺寸分别为 S8610B、S8620B 和 S8640 宽度尺寸，其余尺寸均相同

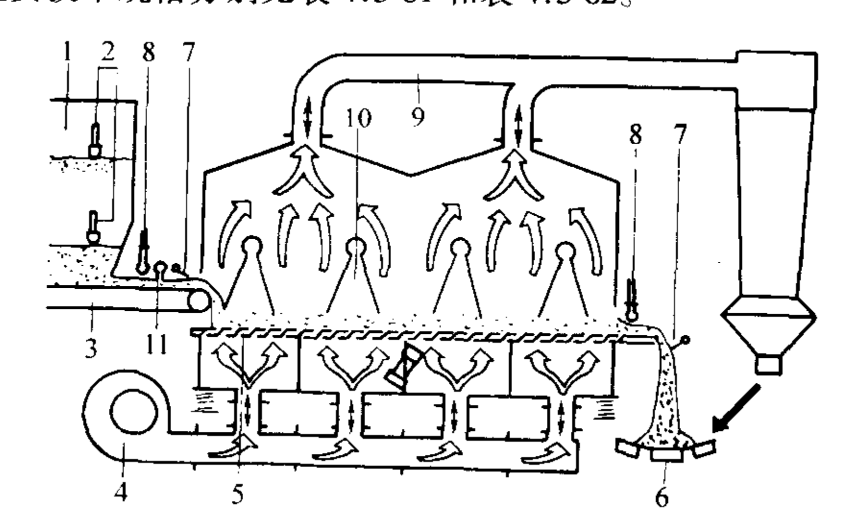


图 4.3-82　SKA 系列振动沸腾冷却装置结构图

1—料斗；2—料位计；3—加料皮带机；4—鼓风机；5—振动沸腾床；6—带式输送机；7—砂流量计；8—温度传感器；9—除尘管；10—加水喷头；11—湿度传感器

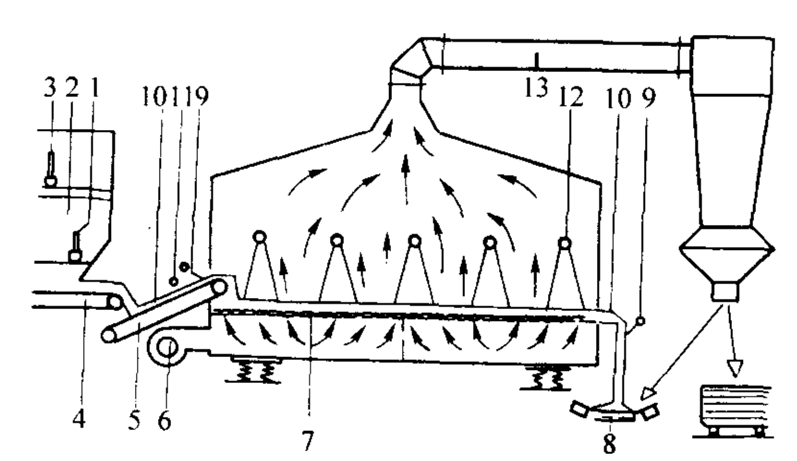


图 4.3-83　SFC 系列振动沸腾冷却装置结构图

1，3—料位计；2—料斗；4—皮带给料机；5—皮带给料机；6—鼓风机；7—振动沸腾床；8—带式输送机；9—砂流量计；10—温度传感器；11—湿度传感器；12—加水喷头；13—除尘管

5）DWF 系列振动沸腾冷却装置　DWF 系列振动沸腾冷却装置由德国 Kuttner 公司生产。该设备由振动床、冷却罩、减振橡胶垫、激振器、鼓风机、旋风分离器、支座和加水控制系统等组成。型砂进入冷却床前温度传感器和湿度探头测出型砂的温度和湿度，根据所测数据由 PLC 根据预置水含量自动计算出需加入的水量，然后按一定的比例通过床内的若干组加水喷头进行加水，保证型砂冷却和增湿所需加水量。

该设备能显示工作状态、砂温、料斗热砂储存高度。可根据料斗料位高度控制给料皮带机的给料速度，避免储砂料斗放空或满料，使进出料斗的旧砂基本保持平衡。另外还可根据工艺或生产情况任意改变各种工艺参数和运行参数。设备外形见图 4.3-84。

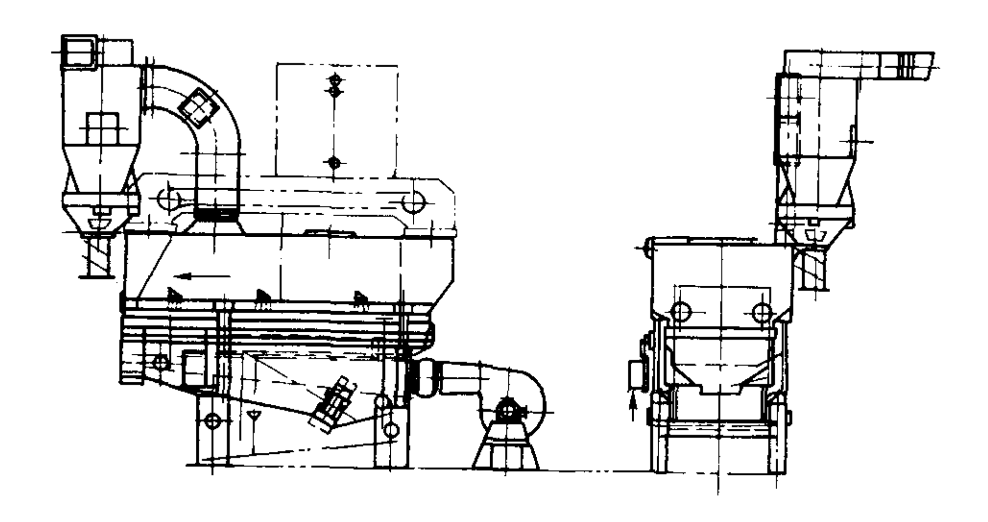


图 4.3-84　DWF 系列振动沸腾冷却装置外形图

6）SVK 系列振动沸腾冷却装置　SVK 系列由德国申克（Schenck）公司生产，见图 4.3-85。该设备由分布在多点位置上的传感器测砂温反馈给 PLC，根据实测数据和预置的参数计算加水量，并控制多级喷水系统加水增湿，使出口砂温和湿度达到工艺要求。

（3）双盘冷却器

双盘冷却器由盘体、两个旋转方向相反的搅拌器、驱动装置、鼓风机以及测量砂温、砂流开关、加水和控制用传感器、加水系统和电气控制系统等组成（见图 4.3-86）。工作时，热旧砂经进料口进入机内，在刮板的作用下砂子呈“8”字形轨迹运动。与此同时鼓风机鼓出的冷风从围圈上的进风口向机内吹出冷风，与被强烈搅拌的砂子进行热交换，热空

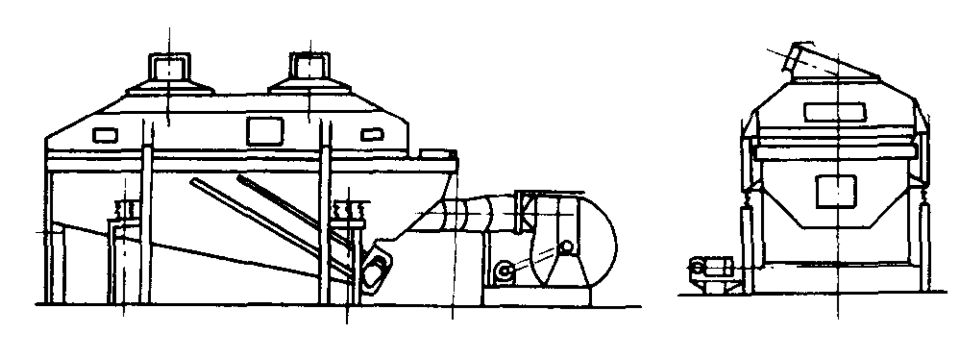


图 4.3-85　SVK 系列振动沸腾冷却装置外形图

气从顶部排风口由抽风除尘风机排出机外，冷却后的砂子从卸料门卸出。

1）特点

① 按照热交换原理设计，采用水分蒸发汽化吸热使砂子冷却的原理。

② 反转的十字头刮板推动物料混合并保持沸腾状态，砂流由进料口进入冷却器后以“8”字形沿冷却器底板运动，最后进入卸料口。

③ 空气由冷却器内壁的许多小孔洞同时吹人，除尘系统不断把冷却过程产生的水蒸气带走，使热砂降温。

④ 刮板使后进入的旧砂反向混合，并使物料的性能趋向均匀，温度和水分也趋向一致，从而给混砂机提供均匀的混合料。因此双盘冷却器同时还具有对物料搅拌预混的功能。

2）S83 系列双盘冷却器　S83 系列双盘冷却器外形见图 4.3-86。

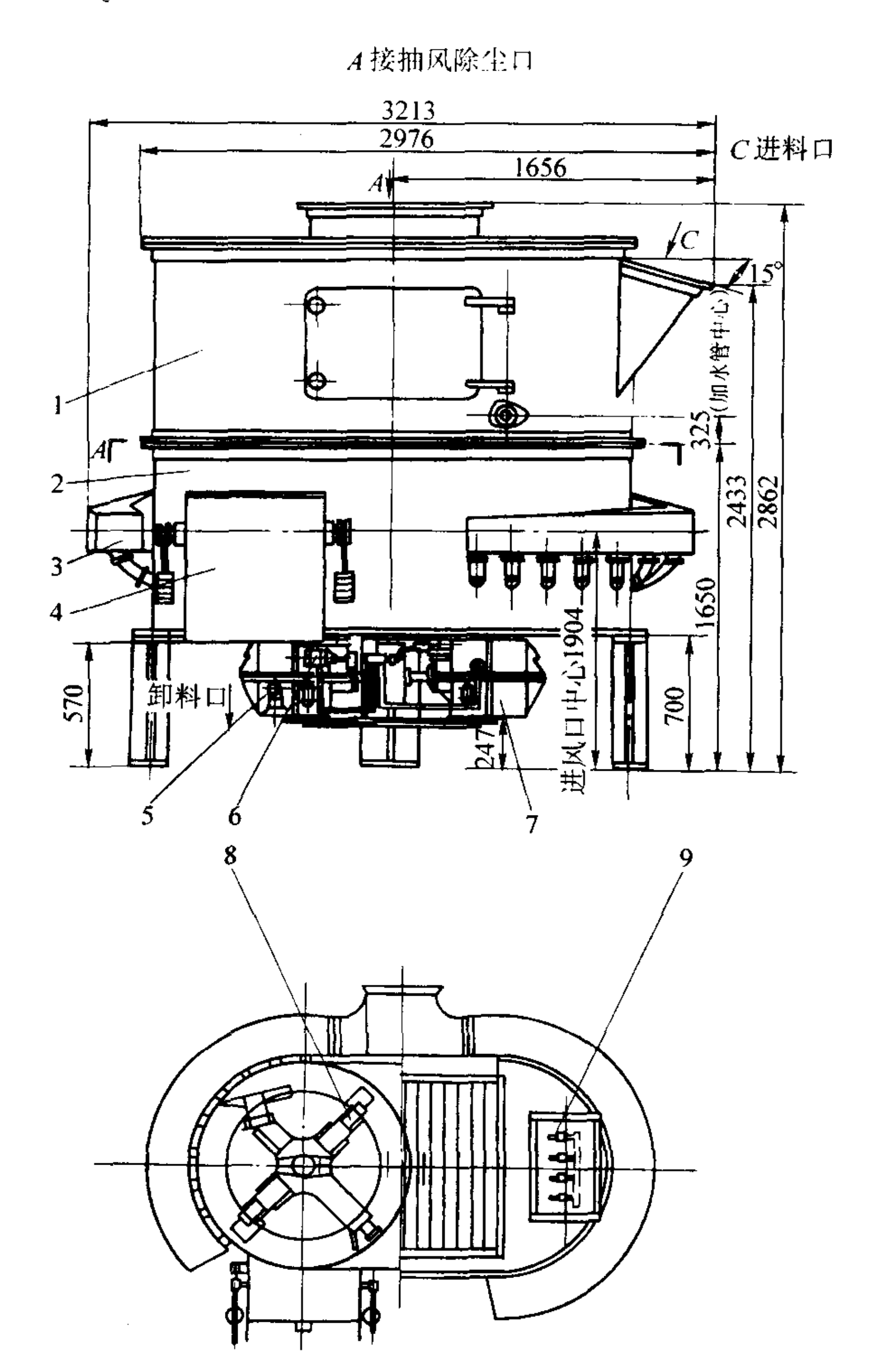
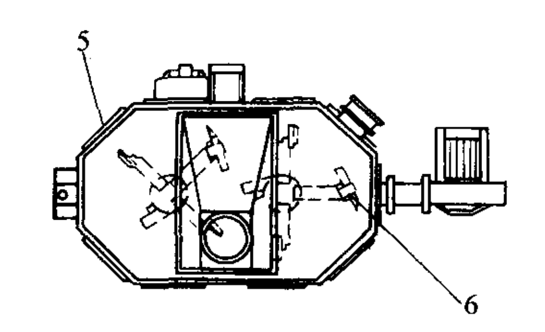


图 4.3-86　S8340 双盘冷却器外形图

1—上围圈；2—下围圈；3—风带；4—卸料门；5—左减速器；6—润滑系统；7—右减速器；8—搅拌装置；9—加水系统

3）MC 系列双盘冷却器　图 4.3-87 为美国辛普森公司生产的 MC 系列双盘冷却器外形。



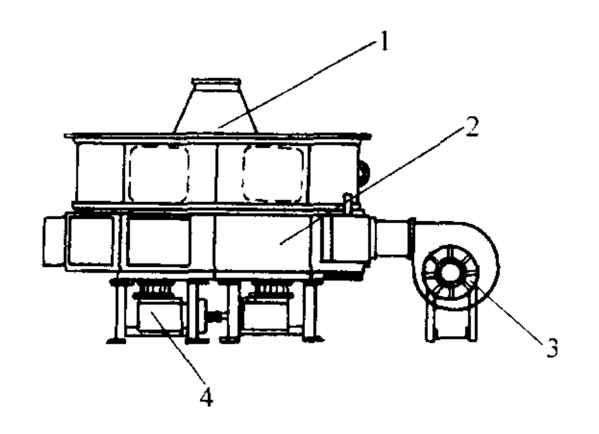
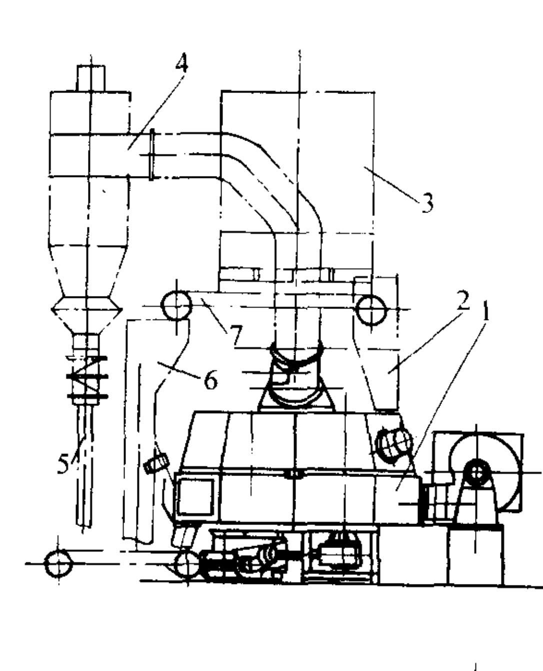


图 4.3-87　MC 系列双盘冷却器外形

1—抽风罩；2—机体；3—鼓风机；4—减速器；5—检修门；6—搅拌装置

4）ASK 系列双盘冷却器　该系列为德国 KW 公司产品（见图 4.3-88），其结构及特点与 MC 系列基本相同。



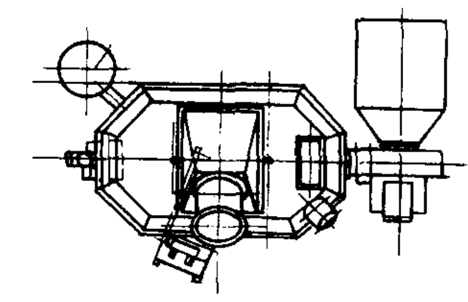


图 4.3-88　ASK 系列双盘冷却器外形图

1—本体；2—加砂溜管；3—中间砂斗；4—旋风除尘器；5—粉料排放管；6—旧砂旁路溜管；7—双向皮带给料机

(4) 冷却提升机

冷却提升机是一种同时具有冷却和提升功能的旧砂冷却装置，它与除尘装置配合使用。进入冷却提升机的热旧砂必须预先经过磁选、筛分并均匀给料，并在机外增湿，以增加冷却效果。

冷却提升机的工作原理是：进入冷却提升机的热旧砂被带有刮板的橡胶带提升到头轮转弯处时，刮板上的旧砂被离心力抛出，此时一部分从摆动挡板下进入卸料口，而另一部分砂子在碰到摆动挡板后被刮回到提升段又重新被提升。与

此同时抽风除尘系统使提升段形成负压，从垂直缝隙进入的逆流冷空气与热砂进行热交换，砂子得到冷却。

由于冷却提升机还担负着系统旧砂提升的功能，因此在选用时必须考虑提升机的提升能力。一般来说，实际提升能力是额定提升能力的50%～60%。

国内使用冷却提升机的工厂不太多，生产的厂家有青岛新东、江阴远大、锡南铸机等铸机厂，外形尺寸及系统布置见图4.3-89。

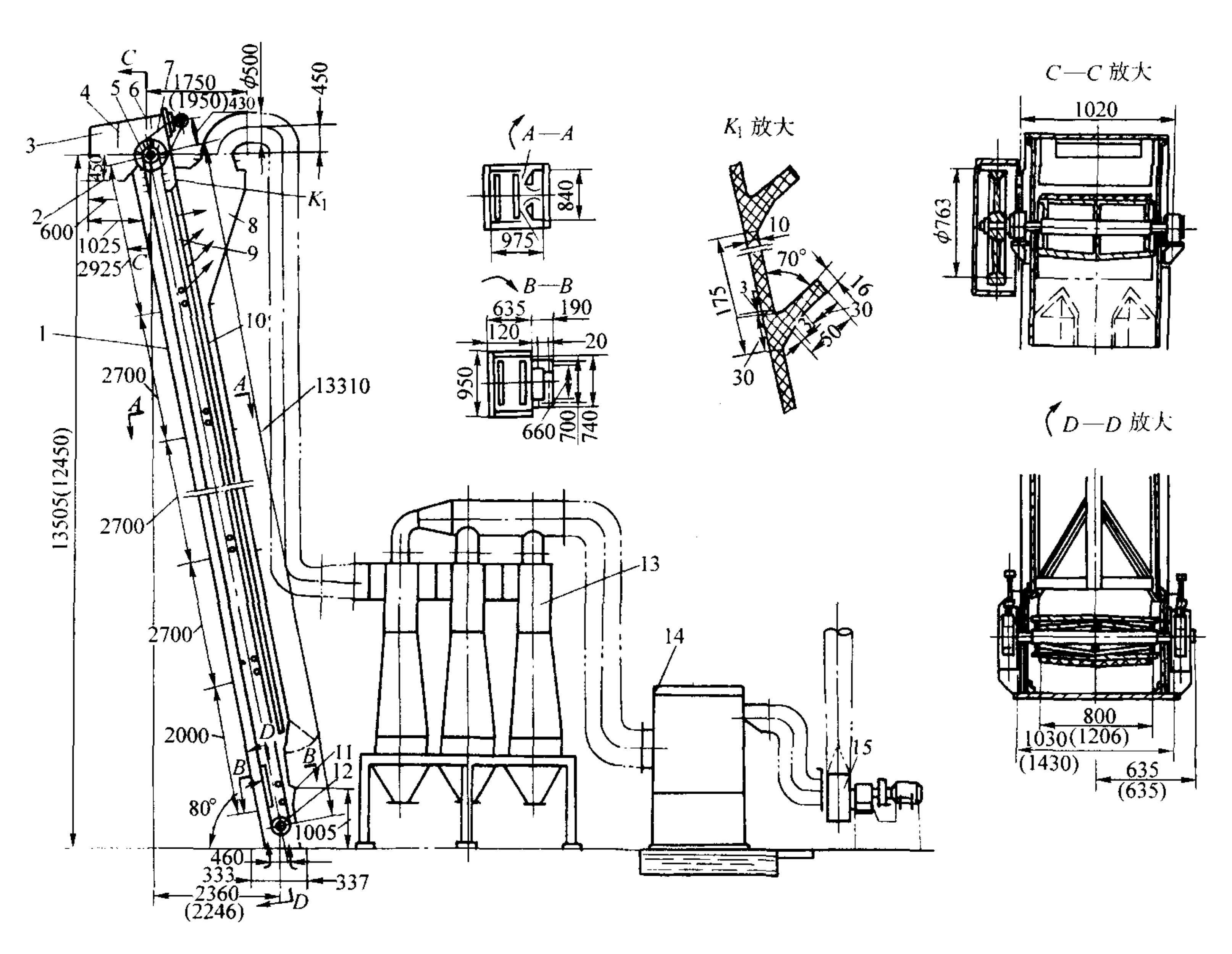


图4.3-89　冷却提升机及系统布置图

1—中间段；2—出料口；3—头罩；4—头部挡帘；5—头轮；6—摆动档板；7—传动装置；8—分离部分；9—提升胶带；10—风峡道；11—进料口；12—尾轮；13—旋风除尘器；14—湿法除尘器；15—风机

图中标示为S874外形尺寸，括号内为S878尺寸

(5) 冷却式混砂机

在本章3.2.6节转子混砂机中已提到，德国Eirich公司推出一种能在混砂的同时冷却砂子的混砂机。它是利用湿砂在真空条件下自行汽化而使砂子降温，整个冷却过程不超15 min。这种混砂机的好处是可使蒸发的水分再冷凝回用，减少添加水量，当然还可使回砂系统省掉冷却设备。但混砂机生产率降低，设备较复杂。

3.4.4　使用冷却装置应考虑的事项

1) 应根据生产工艺要求选用合适的冷却设备。生产结构复杂、质量要求高的铸件一般要求质量好且稳定的型砂，应选用冷却效果较好且稳定的设备（如振动沸腾冷却装置、双盘冷却器等）。

2) 根据生产规模选用冷却器。如采用现代高速造型机生产线的大批量流水生产，一般不采用冷却提升机。

3) 落砂冷却滚筒和振动沸腾冷却装置运行噪声较大，工艺布置设计时，安装位置要考虑冷却设备运行噪声对环境的影响。

4) 鼓风机是重要的噪声源，应采用隔声措施，有条件时可将它安装在厂房外的隔声房间里。

5) 进入冷却设备的砂流应均匀稳定，以保证准确的加水增湿量。因此，冷却设备前方应设有大的储砂斗。并由砂斗里的料位计控制给料速度。

6) 用于冷却设备的抽风除尘系统会把砂中部分粉尘（包括有效黏土和煤粉、细砂粒）带走，因此在除尘系统中应该使用大的旋风分离器加以收集。收集的粉尘回用，必要时也可排放掉，以调节旧砂含泥量。旋风分离器一般安装在冷却器出料口前方旧砂输送带式输送机上方。

7) 振动沸腾冷却装置和双盘冷却器应有旁路通道。当环境或旧砂温度低时，或者冷却设备检修时，旧砂可以绕开冷却设备（如皮带给料机反转供砂）循环。

8) 振动沸腾床运行时对基础的循环动载荷较大，因而对基础结构要求较高，应尽量安装在地面或离地面不高的平台上，避免安装在高的钢结构平台上，以简化基础设计和减少土建费用，并避免引起厂房内其他钢结构平台的共振。

9) 抽风除尘系统的管道应有加热保温措施，防止环境温度低时水气冷凝，粉尘黏堵管道。

4　砂处理系统的计算机控制

砂处理系统是一个复杂的系统，它涉及的设备多、变化因素多，所以难以控制。砂处理系统控制不当，往往造成型砂性能的波动和铸件缺陷。有人进行过统计，由于型砂质量问题引起的铸件废品占所有废品总数的60%～70%。由于计算机技术以及传感技术的进步，使得铸造工作者对砂处理系统的控制由人工的、事后的、凭经验控制，进入到自动的预防性控制。

砂处理系统的控制，首先是对型砂各组分的控制，包括旧砂、原砂、黏土、煤粉、水的加入量控制。其中水分的准确检测和控制最为困难，因为它受型砂其他组分变化、以及

周围环境的影响。另外，型砂其他性能，例如湿强度、透气性、韧性的检测与控制也是十分必要的。型砂的组分还必须根据砂处理系统的变化，例如粉尘的积累、砂温的升高、芯砂的加入、原材料质量的波动、所生产的铸件不同等等因素随时加以调整。所以，要实现砂处理系统的正确、稳定控制，必须采用先进的检测技术，需要有计算机专家系统以及可靠的执行元器件。

4.1 水分自动控制系统

水分是湿型黏土砂必须控制的几个最主要的性能之一，型砂不可太干，否则膨润土不能发挥其黏结力，且型砂的韧性不足，砂型容易破碎、起模困难，砂型表面强度低，铸件容易出现冲砂和砂孔等缺陷。型砂也不可太湿，否则型砂流动性差，砂型紧实不均匀，过多的水分易使铸件产生针孔、气孔、呛火和夹砂等缺陷。因此，在生产中必须严格控制型砂的水分。

长期以来，我国型砂混制时的水分控制通常是混砂工用手捏凭经验判断或是在实验室进行紧实率、烘干法进行水分含量的测量，然后根据工艺要求对混制的型砂进行控制。前种方法人为误差大，特别对于缺乏经验的年轻混砂工难以掌握；而后一种方法由于性能测试需要时间，不能直接对正在混制的型砂进行控制，因此存在滞后性。目前国内外已陆续开发出多种型砂水分在线自动控制系统，以便直接进行水分控制。

要控制型砂的水分，首先必须测量型砂和旧砂中的水分，然后根据需要向型砂中加入适量的水。在线检测时型砂水分的检测方法的原理通常有电阻法、电容法、微波法、成型性控制法等等。这里主要介绍计算机技术在型砂水分控制中应用的典型例子。

1）电阻法 电阻法测量水分时是将插在混砂机里砂中的测试棒作为一极，以混砂机的底板和侧壁作为另一极。然后在电路上加上电压，测量两极之间的电压。当型砂所含水分少时，其电阻值大，所含水分多时电阻值小。根据这个原理，可以测得电阻值随水分变化的情况（见图4.3-90）。这个电阻值的变化可以通过电路转换成电压的变化。计算机里的信号采集卡将这个电压信号与事先储存在计算机里的型砂电压－水分关系曲线进行对比，就可以得到型砂的水分含量值。

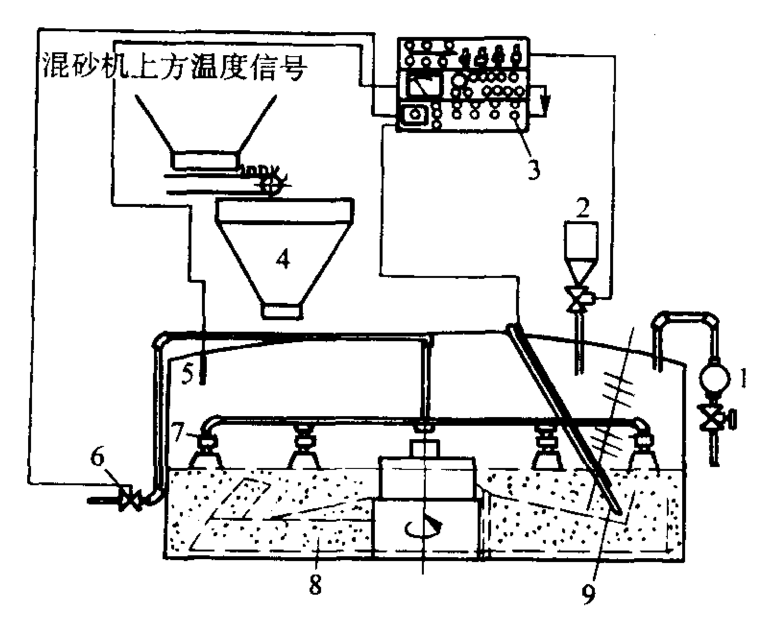


图4.3-90 电阻法测量型砂水分的原理
1—流量计；2—水桶；3—定量加水控制器；4—称量砂斗；5—温度传感器；6—电控水阀；7—喷头；8—混砂机刮板；9—测湿探头

采用电阻法测量型砂水分时，所测得的电压值与型砂实际含水量的对应关系会因型砂中组分的变化而变化，例如型砂中的灰分含量、黏土含量、新砂比例的变化，甚至砂温、环境湿度的变化都会造成电压－水分对应关系的变化。由于采用了计算机，可以根据试验室实验和混砂机旁的实际测试结果，对这个电压－水分关系曲线进行纠正，使测量结果尽可能接近实际。

2）电容法 电容法测量型砂水分一般在混砂机上方的旧砂斗里进行。测量电路里将测头作为一极插入砂中，砂斗壁作为另一极，由这两极组成一个电容，型砂作为电容两极间的介质。根据介质对电容量的影响，即型砂含水量越低电容量越大。可以根据事先测得的电容－水分对照曲线，计算出旧砂的含水量，然后根据混砂性能的要求向混砂机里补加水（见图4.3-91）。

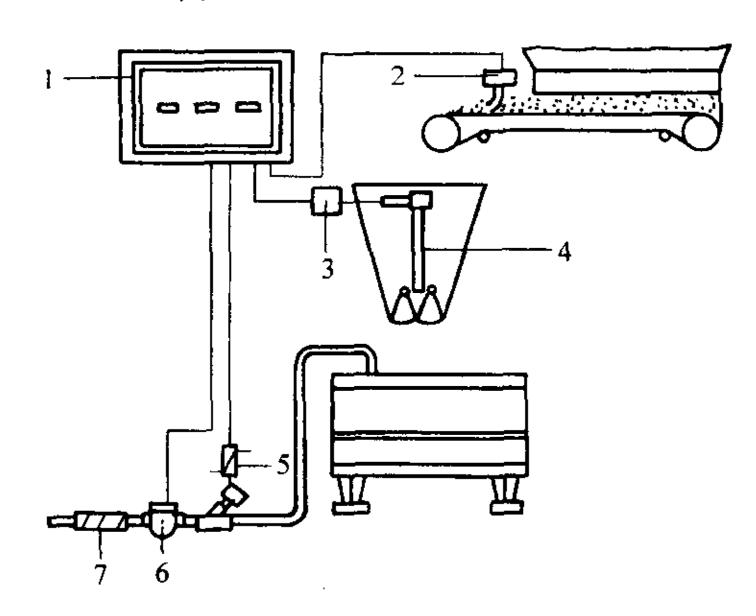


图4.3-91 电容法型砂水分测试与控制原理
1—控制箱；2—温度传感；3—测试信号转换器；4—湿度测试棒；5—流量计；6—电磁阀；7—过滤器

与电阻法型砂水分测量方法相同，旧砂中的组分变化也对电容－水分关系曲线产生影响，也必须根据实验室和混砂机旁的实测对电容－水分关系曲线进行纠正。

3）成型性控制法 这是一种安装在混砂机上的、自动取样、检验并反馈的自动装置。在型砂混碾周期内，连续地取样，检验它的成型性，从而自动控制加水量。

“成型”的概念是“松散型砂透过筛孔的能力”。试验证明，它与含水量密切相关。当型砂含水量小时，它能容易地通过一定几何尺寸的缝隙；当含水量增加时，型砂之间的黏结力大，它的通过能力就逐渐减小；当型砂达到规定的成型性时，就不再通过缝隙，加水也就自动停止。

测量装置（见图4.3-92）是一个三层的电磁振动筛。中间一层有两个缝隙，第1个缝隙窄些，第2个缝隙宽些，下层是收集槽，在收集槽侧面有两个孔，一测装有两个光源，另一侧装两个光电管，起检测作用。

混砂过程的开始阶段，从混砂机出来的比较干燥的型砂经取样螺旋进入顶层，再落到中间层，到达第1个缝隙位置，并通过该缝隙落入收集槽。当收集槽中的型砂堆积到一定高度时，两个光源都被遮断。此时与光电管连接的放大器和继电器动作，打开混砂机内的综合给水装置的两个电磁水阀，这时，向混砂机内急速加水。

随着水分的增加，型砂的黏结力相应增加，它跨越第1个较窄的缝隙，到达第2个较宽的缝隙，并通过该缝隙落入收集槽。此时，装在第1个缝隙下的光电管便接收到光线，经过带继电器的放大器的作用，关闭粗加水的电磁水阀。

当型砂接近于适用条件时，便开始跨越第2个较宽的缝隙，直到型砂性能完全符合规定要求时，所有取样型砂不再通过宽缝，全部从中层排出。此时，宽缝隙下的光电管便接收到光线，关断精加水电磁水阀。

4.2 型砂性能的在线检测

过去只依靠在实验室里定时测定型砂性能的做法，不能

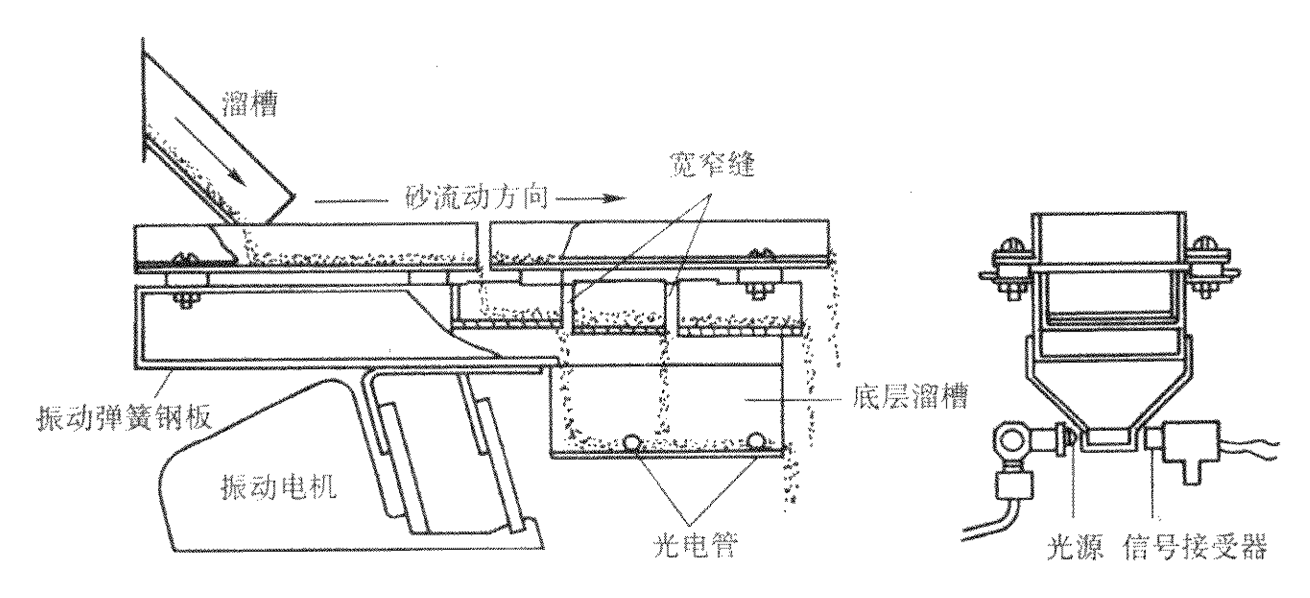


图 4.3-92　型砂成型性控制仪

及时、准确地反映型砂的实际性能，更无法实现生产过程中对型砂质量的及时控制和对铸件缺陷的预防，因此不能适应稳定质量的需要，所以迫切需要对型砂进行在线检测，以便及时了解型砂性能的变化，及时调整型砂组分和混制工艺，使型砂始终保持稳定、良好的性能。

近年来，国外的型砂性能在线检测技术发展很快，并已在许多铸造厂成功地得到应用，有效地提高了铸件的质量。目前，德国、瑞士、日本、美国等多家公司向市场推出了多种型砂性能在线检测仪器。

德国 Eirich 公司生产的 Sand master 型砂性能在线检测仪器安装在型砂输送带上方，直接从砂输送带上取样。Eirich 公司还开发了一套型砂质量分析诊断的计算机专家系统软件，与 Sand master 型砂性能在线检测仪器和混砂机上的测湿、测温系统配合，可以实现对砂处理的预防性质量控制。德国的 Foundry Control 公司开发的 SMC（Sand Micro - process Control）型砂性能在线检测仪器为转盘式，执行元件为电控气动。它安装在型砂输送带的上方，从输送带上直接取样，可以测试型砂的紧实率、含水量和砂温。由于该仪器的取样器有 4 个工位，所以取样频率快，最快为每 10 s 即可测一组砂样。该公司将这种仪器通过计算机与 Lippke 电容法水分控制仪连接在一起，可实现对湿型砂的性能控制，并可进行数据的采集、处理、显示和打印，以便及时了解型砂性能的变化。德国 ME（Minchenfeld Elektrol）公司开发的 Sand lab 型砂性能在线检测仪，是从输送带上取样，可以自动检测型砂的紧实率、剪切强度、变形量，与混砂机及双盘冷却器的测温、测湿及自动加水系统一起，可实现对型砂性能的自动控制。

瑞士 GF 公司近年开发的 SMC（Sand Multi - Controller）型砂性能在线检测仪（见图 4.3-93、图 4.3-94），其工作程序是由螺旋取样器从混砂机的侧孔取样并送入加砂漏斗中，然后仪器自动测试型砂的紧实率和抗压强度。这种仪器带有与计算机进行数据通信的接口，可用计算机进行数据存储和处理。

混砂机内型砂由螺旋取样器取出经松散后进入样筒（见图 4.3-93b），通过光栅测量到样筒砂满信号后由下面一个换位气缸将样筒反应板移至图 4.3-93c 位置，与此同时样筒上口经砂样刮平板将多余砂刮去，随后紧实率测试气缸测试紧实率。气缸复位后由上面一个换位气缸将样筒移至图 4.3-93d 位置，强度测试气缸前的强度测试探针在同一试样上进行强度测试，同时将试样由底板上开孔处推出。经另一小型松砂机松砂后废弃。复位后进行下一个循环。SMC 型砂性能控制仪的循环周期可根据需要自行设定，一般设定在 20～40 s 内。

SMC 工作的基本原理为通过测定紧实率与输入可编程序

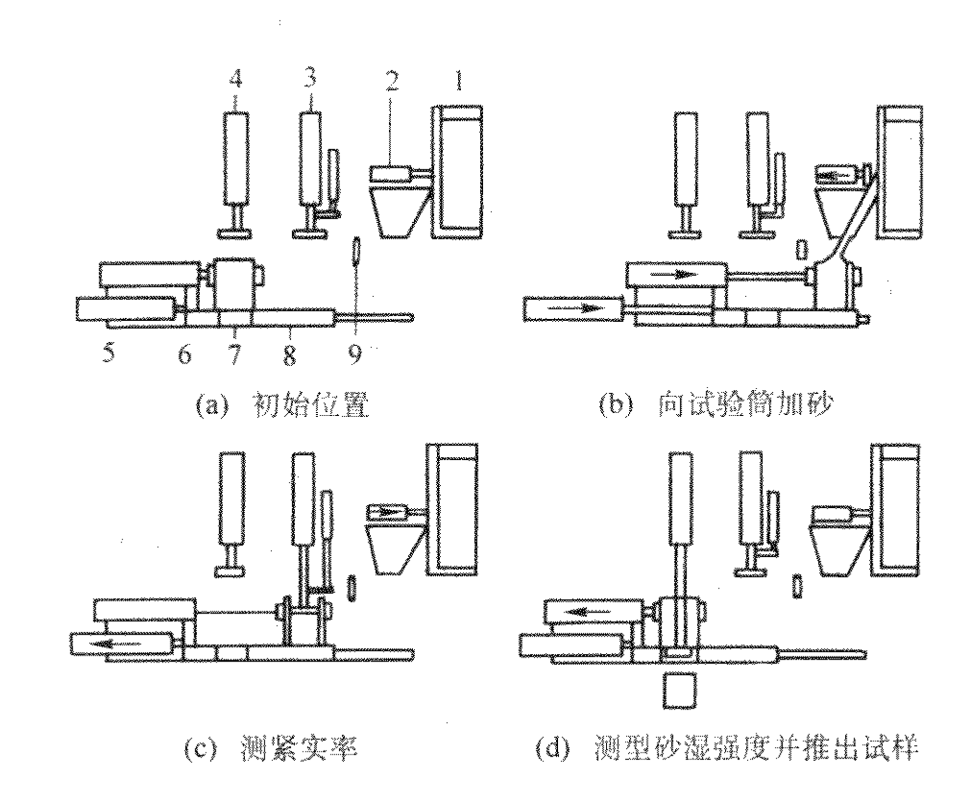


图 4.3-93　SMC 的工作程序图
1—混砂机；2—螺旋取样器；3—紧实率测试气缸；4—强度测试气缸；5，6—砂样换位气缸；7—强度测试探针；8—底座板；9—砂样刮平板

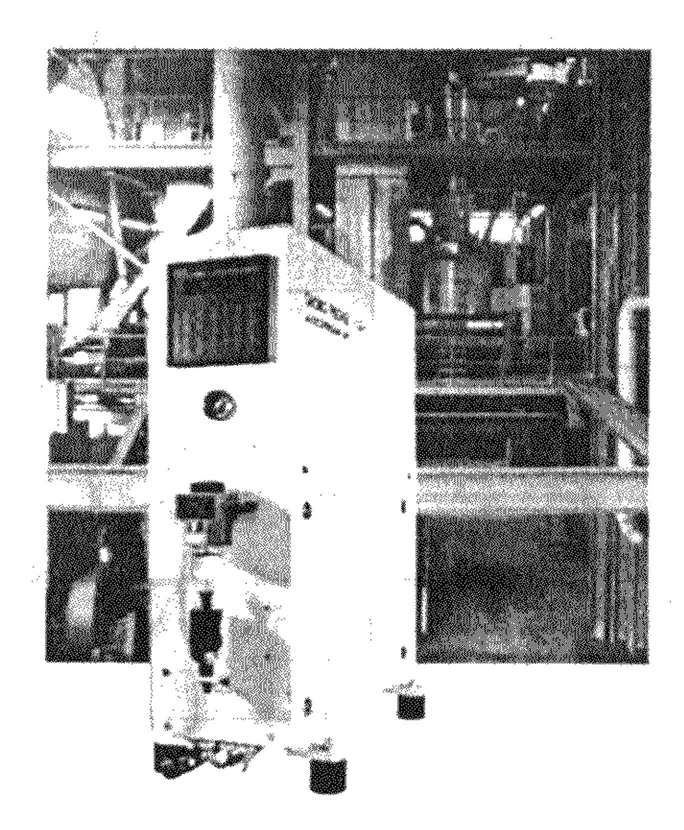


图 4.3-94　SMC 型砂性能在线检测仪外形

控制器（PLC）的给定紧实率的比较计算出加水量，通过电子加水系统调整加水量。同样，通过测定强度与给定强度的比较调整辅料的加入量。由于型砂的紧实率、强度、水分三者密切相关，紧实率和强度在首次设定时，必须将测量结果通过型砂实验室的手工测量进行比较调整后确认。紧实率上

下值的波动量约为4%，强度上下值的波动量约为2 kPa。

近年来，国内许多单位（如沈阳工业大学、东南大学、清华大学）都进行过型砂性能在线检测技术方面的探讨和研究，有些已有产品供应。同时也有些铸造厂从国外引进了湿型砂性能在线检测仪。

从以上这些国外的型砂性能在线检测仪器所测试的型砂性能项目看，不管哪一种仪器，紧实率都是必测的性能，因为紧实率能较好地反映型砂的造型性能，因而混砂时的加水量应按规定的紧实率来控制；而且由于紧实率与水分的关系对于一种型砂来说一般呈线性关系，所以可由紧实率值推算出型砂的含水量。

由于计算机技术在近十多年来得到了迅速的发展，所以，型砂性能在线检测仪除用可编程序控制器（PLC）来实现自动运行外，目前一般都直接与计算机连接，实现数据的自动采集、存储、处理和传输，而且还与砂处理系统的其他控制部分连接，配以SPC（统计工艺控制）和专家系统软件，实现整个砂处理系统的智能化控制（见图4.3-95）。这不但可以提高铸件质量，也可提高铸造厂的管理水平。可以预料，型砂性能在线检测仪器将在我国和世界范围内得到推广和应用。

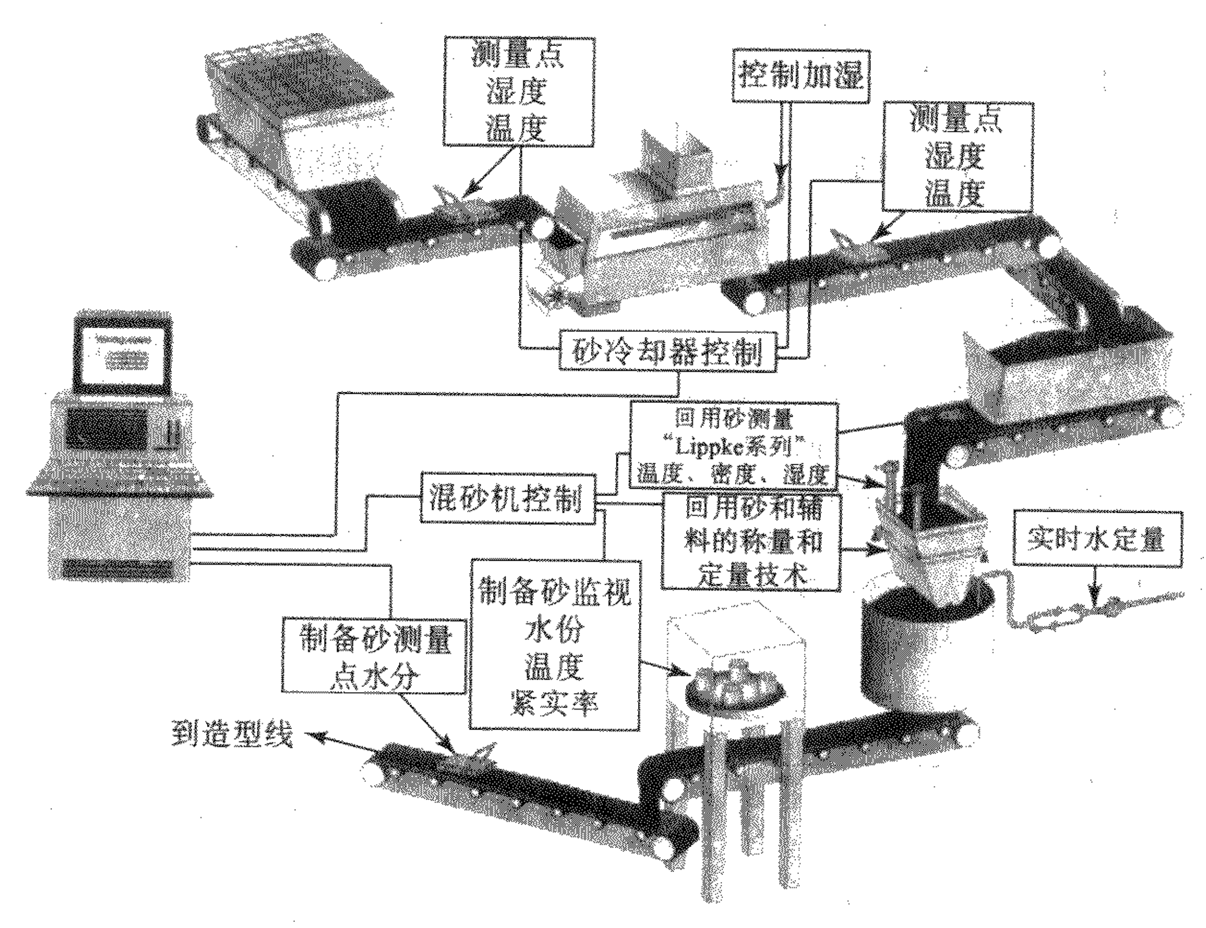


图4.3-95　砂处理系统的计算机集成控制

（Foundry Control公司）

4.3　物料加入量的计算机控制

型砂在循环过程中，由于各种因素的影响，成分会发生变化。例如膨润土、煤粉会由于铁液的高温而烧损，芯砂会混入砂处理系统，除尘器随时吸除粉尘，新砂的补加等。在各种成分加入量的控制中，膨润土的添加量对型砂性能的变化最为敏感。目前在大多数铸造厂中，型砂各组分的添加量一般是根据车间型砂实验室的性能测试结果进行调整。由于反映型砂组分的性能检测周期长，操作者不能及时地监视到物料的变化。或者即使得到反馈信息，也只能调节以后的型砂组分，属于"事后"控制。

根据"预防性控制"理论，要作好砂处理系统的型砂组分的加入量控制，首先必须对铸造厂的生产纲领、砂铁比、芯砂混入比、膨润土煤粉烧损等因素进行分析，建立与所浇注的铸件种类有关的物料添加量关系式。一些先进的造型机在更换模板后，计算机软件系统就可以根据铸件的不同及时地调节各种型砂组分的补加量，真正达到预防性控制的效果。

国外一些先进铸造厂的砂处理系统已经将型砂组分的定量控制、在线性能检测、混砂机和砂冷却装置等各种设备通过计算机连接组成闭环的集成控制系统。

4.4　型砂质量分析与控制的计算机人工智能系统

由于计算机的出现以及型砂性能在线检测仪的应用，使得人们能够将过去的经验，和及时采集的各种性能数据预先输入计算机，然后及时调整各种组分，使型砂性能不至于等到铸件出现一大堆废品之后才来查找原因或采取对策，这就是型砂质量分析与控制的计算机人工智能系统。人工智能系统在型砂质量控制中的地位日益显著，以水分控制为例，其智能控制系统示意图如图4.3-96所示。它根据旧砂温度、型砂湿度的要求，对间歇式混砂机的水分进行控制。

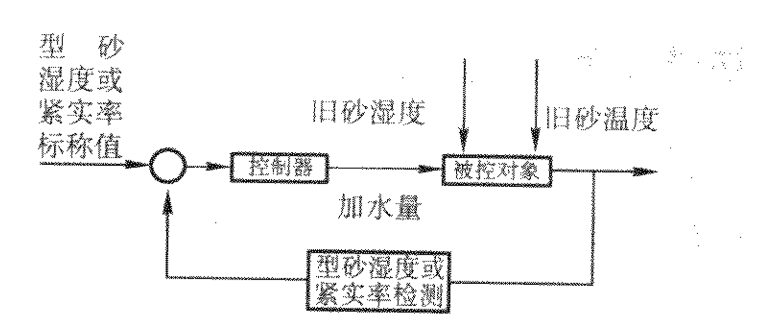


图4.3-96　型砂水分的智能化控制原理图

目前人工智能系统在型砂质量控制中经常采用的有人工神经网络、专家系统、模糊控制等。

1）人工神经网络的应用　人工神经网络技术近年来应用非常广泛，如模式识别、柔性制造、图像处理，乃至股票市场预测等领域。作为智能控制重要分支的人工神经网络控制，在过程控制中也发挥着越来越重要的作用。国内外一些铸造企业近年来将这项技术开始引入到型砂质量控制中。

美国John Deere铸造厂每隔90 s从两台混砂机采集一组与型砂性能有关的变量数据，包括湿压强度、紧实率、混砂机电流、旧砂温度等等。神经元模型的输出只有湿压强度、紧实率两项。输入变量为旧砂温度、热导率、加水量、黏土加入量、混砂机电流等多项内容的组合。此外，对于动态系统的控制，除了使用当前的输入输出信号，还要使用过去的输入输出信号，因而在选择动态映射网络的学习方法中，还

涉及到系统时间常数分析的问题。

实践表明，尽管许多因素都会影响输出量的变化，但只要抓住主要影响因素，合理选用时间间隔，神经网络动态预测的湿压强度、紧实率与实际检测值之间的偏差就会很小。

神经模型（Neural Muller Model）的建立是基于以下考虑：①结合实验室测量值，对型砂性能的在线检测仪的实测值进行修正。②增加报警、置信度显示等辅助功能。

采用神经网络控制器以后，对生产过程控制有很大提高：用神经网络的实时紧实率预测值代替了实测值，因而系统响应时间由 90 s 减少到 1 s；新的控制器具有自适应功能，可以根据型砂系统的状态变化而变化；新控制器可以根据混碾条件变化而变化，使得对任何偏离紧实率设定值的状态有最快的响应。

德国 Eirich 公司开发了型砂辅助质量控制系统（Computer Sand Quality Control），如图 4.3-97 所示，它将专家系统技术引入了型砂质量实时控制。

2）型砂质量的专家系统　计算机专家系统作为人工智能的一个分支在各个领域得到广泛应用，铸造企业也不例外。德国 Eirich 公司的“实时专家控制系统”（Sand Expert），在工艺原则上兼顾了组分控制与性能控制两个方面，根据预防性控制理论，将造型线模板号与砂处理车间的物料补加量之间建立了一一对应关系，同时充分考虑了在线性能检测值与目标值的差别。该系统采用了先进的人工智能技术，使得相关模块具有自优化（Self－Optimizing）功能。

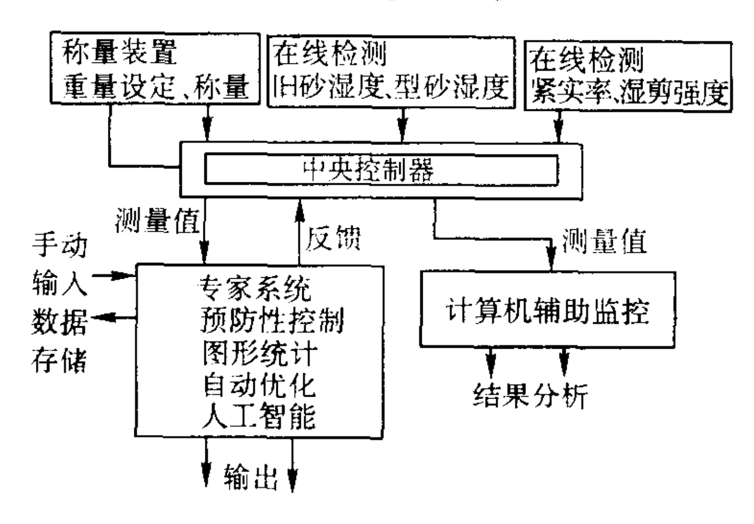


图 4.3-97　Eirich 公司的型砂辅助质量控制系统

5　铸造车间除尘设备

5.1　概述

随着社会的进步和发展，环境保护工作已越来越受到人们的重视。

铸造行业是污染严重的行业之一。铸造生产过程是将原材料（如生铁）转化成产品（铸件）的过程。在转化过程中，除了产出产品外，还产生许多废弃物和粉尘。根据有关部门统计，每生产 1 t 铸件，大约产生 50 kg 粉尘，我国铸造行业每年排放含粉尘废气大约为 110 亿 m^3。由此必须重视铸造车间的通风除尘工作，要根据铸造过程的不同阶段所产生粉尘的具体情况，有针对性地选用合适除尘设备，使粉尘的排放达到国家规定的指标。

要控制铸造车间粉尘的污染，除了对生产过程产生的粉尘进行无害化处理使之达标排放，减少排放时对环境和人体造成的危害外，还应对生产过程实施控制，使其不扬尘或少扬尘：

1）产生粉尘的设备，应从结构上采取密封措施使粉尘不向外逸出。混砂机在加料和混碾过程会产生大量粉尘，除了机体密封以外，设立膨胀仓的目的就是在混砂机加料时使含粉尘空气进入膨胀仓而不向外逸出。旧砂水分低，输送过程会向周围扬尘，应采用密闭的输送方式。

2）从生产工艺上采取必要措施　如对炉料先进行净化处理后再使用，可大大减少熔化过程粉尘的散发量；采用有鼓风机的冷却设备，使抽风除尘风量大于鼓风量 10%～15% 的目的就是使冷却设备内形成负压，防止粉尘逸出。

5.2　铸造车间除尘设备种类和特点、选用原则

（1）铸造车间除尘器种类和特点

铸造车间常用除尘器中，按照粉尘从含尘气体中分离的机理可分干式除尘器和湿式除尘器两大类。干式除尘器有离心除尘器（如一般的旋风分离器、旋流分离器）、惰性除尘器（如袋式除尘器、电除尘器）等。湿法除尘器有水膜除尘器、泡沫除尘器、返水湿式除尘器和自激式湿法除尘器等。

惯性除尘器结构比较简单，阻力小，造价较低，但除尘效果差；旋风除尘器与惯性除尘器大体相同，除尘效果略优于惯性除尘器，且体积小，使用寿命长；电除尘器能对微细尘粒和雾状液滴进行有效捕集，除尘效率高，处理气体量大，也可在 350～400℃高温和高压场合使用，但其附加设备较多，为发挥其高效率必须控制最佳比电阻，日常管理难度大，造价高；靠扩散力和惯性力作用的袋式除尘器对 1 μm 以下粉尘处理效率高，处理风量范围大，容易管理，但动力消耗大，结构较庞大、复杂，滤料消耗多，在高温条件下使用时需要配套冷却设备；湿法除尘一次投资相对较少，除尘效率高，结构较简单，但存在水处理问题，泥浆处理麻烦。

（2）铸造车间除尘设备选用原则

当前，除尘器种类繁多，必须根据除尘器所具有的性能、使用场所具体条件、维修管理的方便性、一次性投资和设备日常运行管理维护费用等种种因素进行综合分析，从而选择合适的除尘器。

1）铸造车间改扩建或新建时，必须实行“三同时”原则。在环保设计时，严格执行国家大气污染物排放标准是选用除尘器的根本依靠。环保条件要求高的地方则应选用除尘效率高的除尘器。

2）根据铸造生产不同阶段粉尘性质选用不同类型除尘器。混砂机、滚筒筛、旧砂斗式提升机、旧砂带式输送机、落砂机、落砂清理滚筒等由于产生的粉尘含水气，应选用湿式除尘器，或者选择采用防水滤料的离线分室停风喷吹气体脉冲袋式除尘器。清理工部的设备（如抛丸机、砂轮机、清理滚筒等）产生的粉尘干燥无水气，使用一般反吹式布袋除尘器即可，不但能满足除尘要求，除尘效果好，日常管理也方便。当然也可选用湿式除尘器，但它带来水处理的麻烦。用于沸腾冷却器和双盘砂冷却器等冷却设备的除尘，应在袋式除尘器的前面增加一级旋风分离器。

3）根据粉尘粒径的大小和分散情况选择除尘器。

4）根据粉尘和气体的物理和化学特性（如粉尘的密度、爆炸性、毒性、亲水性、黏性、温度、化学成分）选用合适的除尘器。

5）滤料的性质直接影响除尘器的除尘效率和压力损失。常用的滤料有玻璃纤维和涤纶化纤制品。玻璃纤维的耐温性好，能减轻冷却器负荷，但气体温度越高，体积流量也越高，造成系统阻力增大，而且玻璃纤维抗弯性能较弱，给除尘方式带来困难，影响使用寿命。涤纶化纤滤料品种多，每一品种特点不同（耐温、耐腐蚀、防水、耐磨损、抗静电等），价格各异，应根据需要选用合适的滤料。

5.3　铸造车间常用除尘设备

（1）旋风除尘器

旋风除尘器结构简单，但除尘效率较低。它可用于气体温度较高的场合，用于粗颗粒粉尘的净化，或与其它除尘器

配套使用。常用于冷却设备抽风除尘系统和冲天炉、电弧炉的初级除尘。

XLP 型旋风除尘器外形见图 4.3-98。

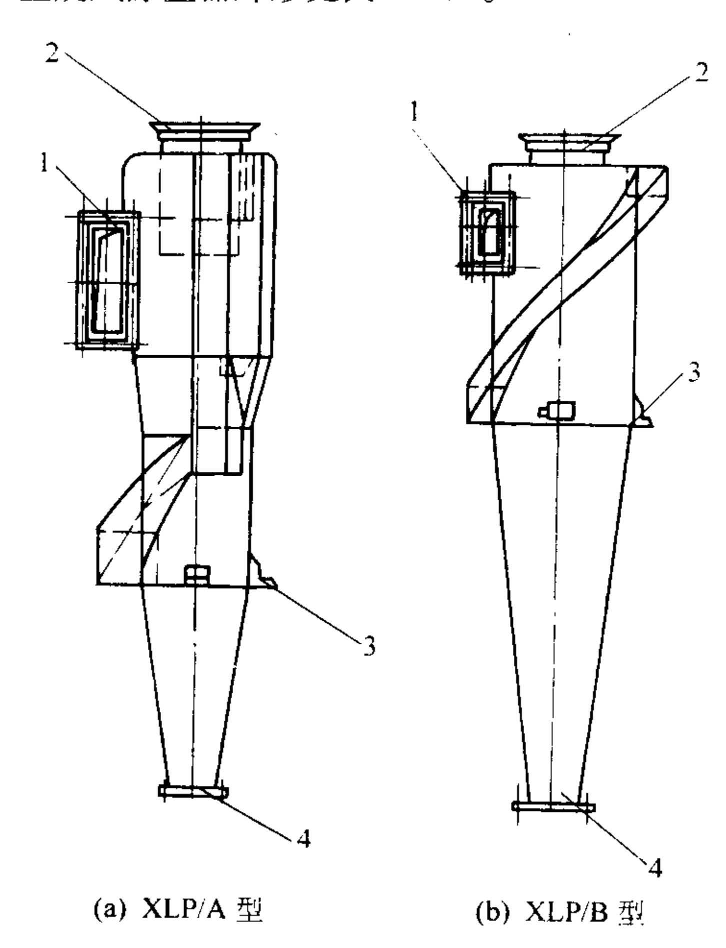


图 4.3-98 XLP 型旋风除尘器

1—进气口；2—排气口；3—支承座；4—排灰管

注：本图为 Y 型（压入式）

(2) 袋式除尘器

袋式除尘器技术发展较快，品种多，各制造厂局部结构有差异，型号也不统一，现只介绍适用于铸造车间除尘的一些型号除尘器。

1) LFEF 型双层单滤扁袋除尘器（见图 4.3-99）。该除尘器具有结构紧凑、体积小、占地面积小、处理量大、能耗低、维修工作量小等优点，适于细小而干燥的粉尘的净化。

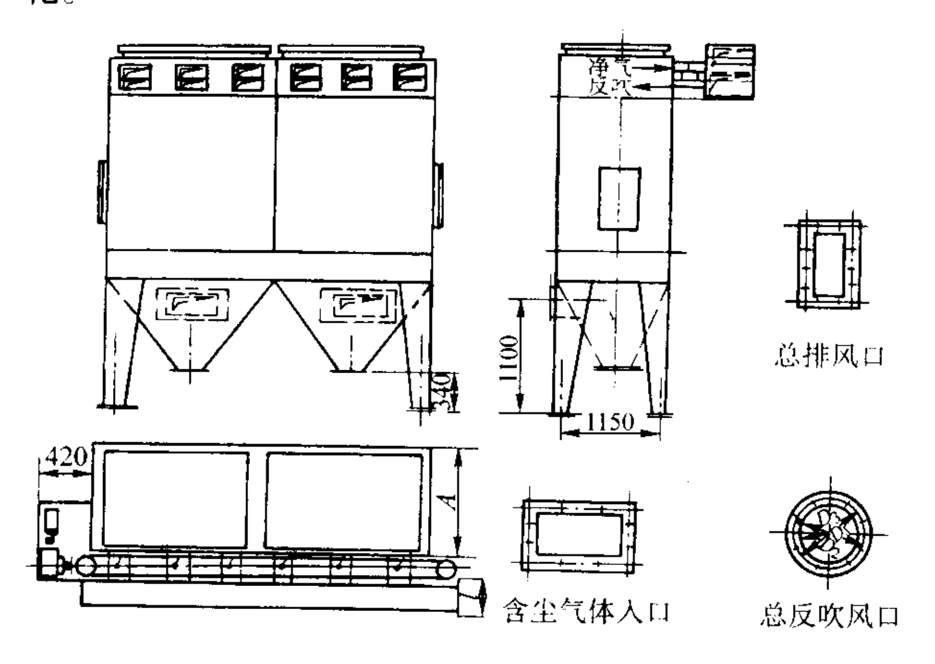


图 4.3-99 LFEF 型除尘器

2) LFB-（3~16）-100~600 分室反吹袋式除尘器（见图 4.3-100）。

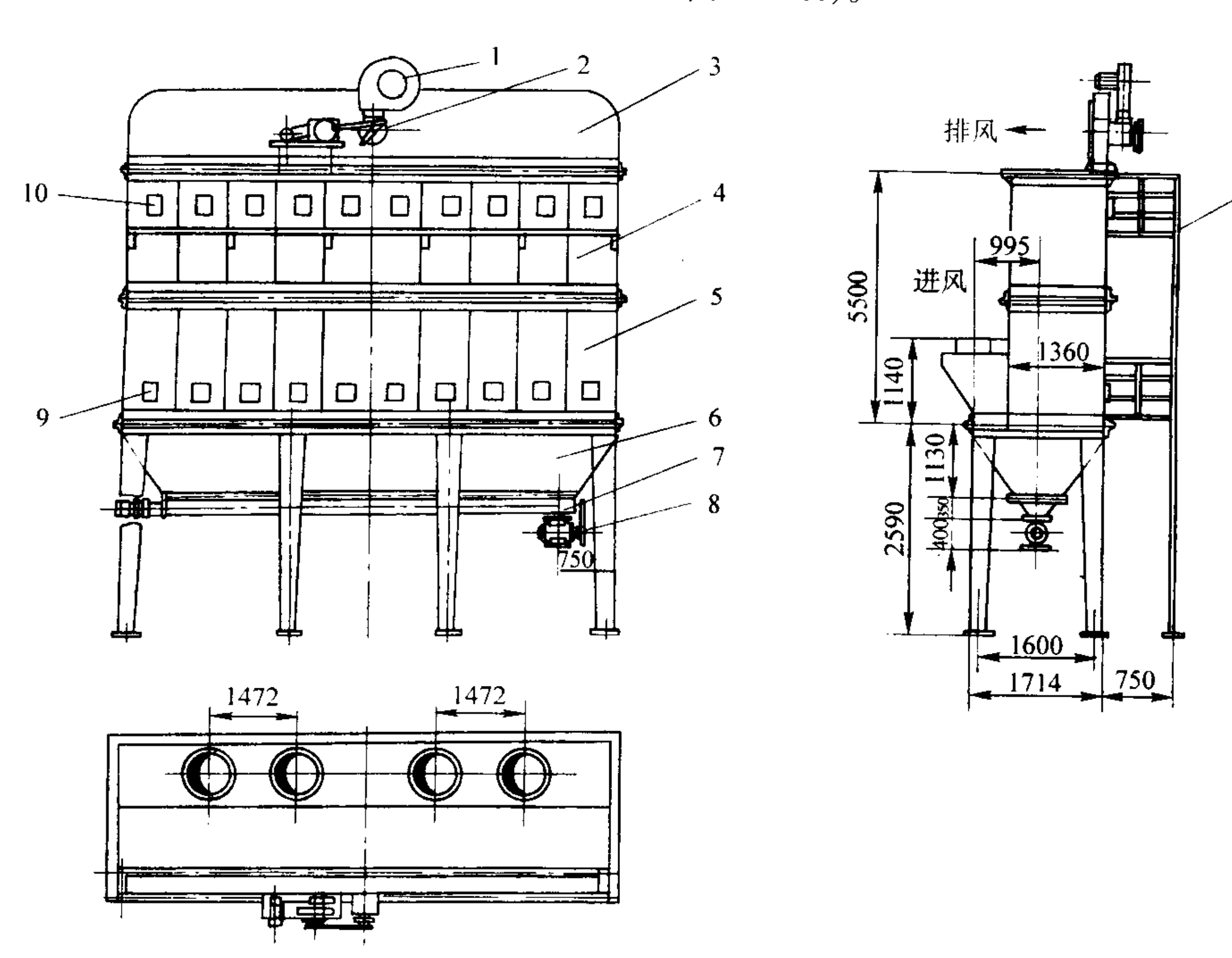


图 4.3-100 LFB 型除尘器

1—风机；2—气振阀；3—切换阀总成；4—上箱体；5—中箱体；6—下灰斗；7—螺旋输送机；8—星形卸灰阀；9—中箱体入孔门；10—上箱体入孔门；11—扶梯；12—平台

该除尘器采用回转切换定位反吹、气振清灰机构，内滤式滤袋，"三状态"（过滤、清灰、静止）清灰方式。

3) LCPM-G32 高压离线脉冲袋式除尘器（见图 4.3-101）。

该型号除尘器有如下特点：

① 采用离线三状态（过滤、清灰、静止）清灰方式，保证清灰效果，避免粉尘的二次吸附现象。

② 采用分室喷吹清灰技术（气箱脉冲），一个脉冲阀可同时喷吹一室（每室滤袋数量有 32、64、96、128 四种规格系列），脉冲阀数量可比一般减少 6~20 倍。

③ 采用空气由下部进入，避免粉尘直接冲击滤袋，延长滤袋使用寿命。能处理高浓度粉尘，允许入口粉尘浓度高达 500 g/m^3。

④ 脉冲阀三状态清灰采用单片机自动控制，并兼有定阻、定时和手动三种控制方式。

该系列除尘器适用于砂处理设备的除尘，无锡西漳环保设备厂生产。

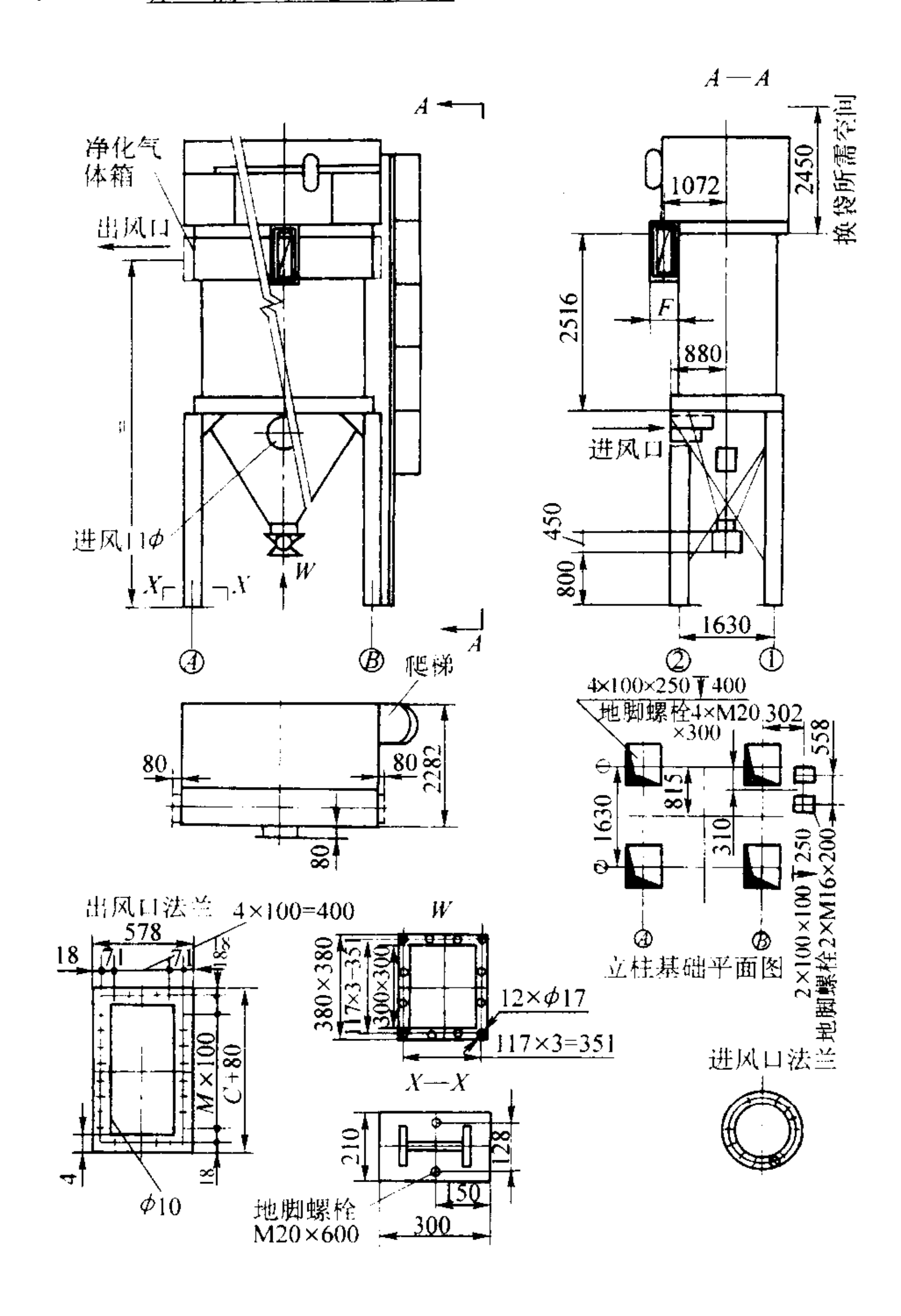


图 4.3-101 LCPM－G32 型除尘器

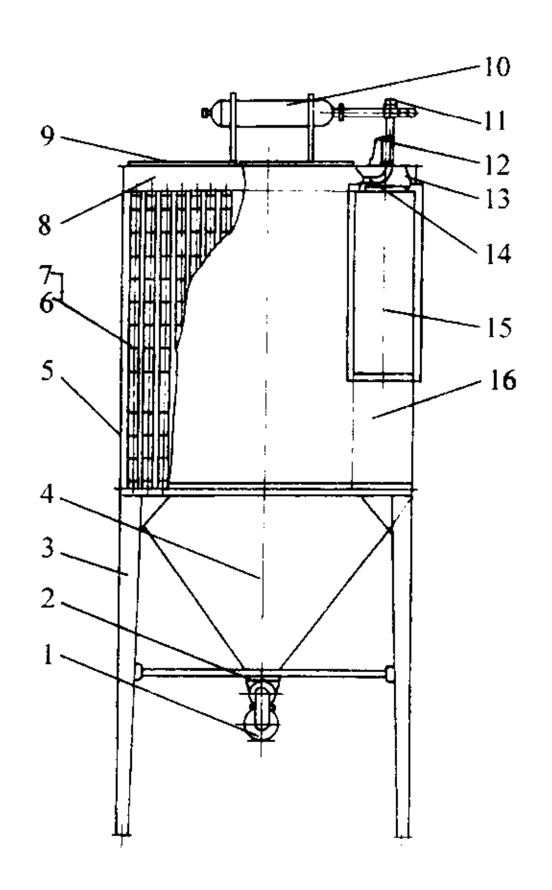


图 4.3-102 LQM 型除尘器

1—卸灰阀；2—螺旋给料机；3—支架；4—下灰斗；5—箱体；6—滤袋；7—袋笼；8—清洁室；9—顶盖；10—储气罐；11—电磁脉冲阀；12—气缸提升阀；13—气箱；14—喷管；15—净化气体出口；16—含尘气体进口

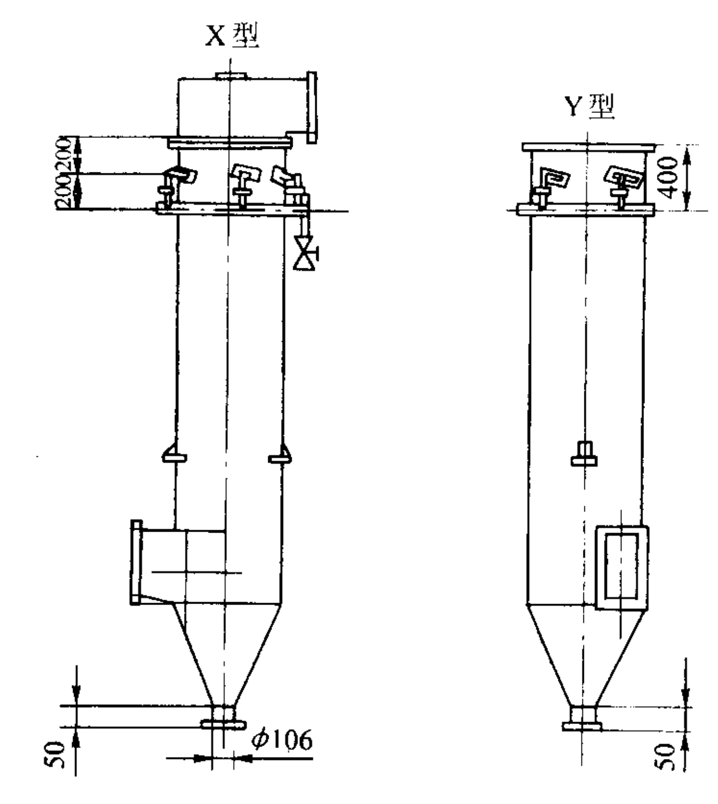


图 4.3-103 CLS 型水膜旋风除尘器

4）LQM 型气箱脉冲袋式除尘器（见图 4.3-102）。该产品是从美国富乐（Fuller）公司引进的 20 世纪 80 年代水平的除尘器，具有如下特点：

① 适应高浓度除尘，进口气体允许含尘浓度 1 000 g/m³，无须前置旋风分离器。

② 采用离线式清灰技术进行分室停滤脉冲清灰。

③ 电磁脉冲阀采用双膜片结构，具有控制灵敏、效率高、寿命长等优点。

④ 滤袋采用微孔薄膜复合滤料或针刺毡制作，不但能提高过滤风速，降低设备运行阻力，而且能避免因结露造成粉尘黏结在滤袋上不易清除现象。

该产品适用于高温、高湿的含尘气体除尘。

5）CLS 型水膜旋风除尘器（见图 4.3-103）。CLS 型除尘器适用于净化与水不起化学作用的任何含尘气体。按安装形式分 X 型（吸出式、带蜗壳）与 Y 型（压入式）两种，进风口有右旋（S）与左旋（N）之分。安装时喷水方向一定要与进气方向一致。

编写：黄时惠（东风汽车公司铸造二厂）

第4章 水玻璃砂

1 概述

1.1 水玻璃砂的发展历程

CO_2 硬化水玻璃砂工艺由捷克人 L.Petžela 于 1947 年研究成功，并于 1948 年获得英国专利。CO_2 硬化水玻璃砂工艺发明后得到了快速的推广和应用，使得造型、制芯速度大大提高，并推动了铸造生产进入采用化学黏结剂砂的新时期。

1952 年水玻璃砂工艺经前苏联、捷克专家介绍到我国，先是作为快干砂在铸钢件的生产中使用，1956 年前后吹 CO_2 气体硬化工艺也得到推广应用。直至今日，我国铸钢件和大型铸铁件 70%以上仍然采用水玻璃砂工艺生产。

由于 CO_2 硬化水玻璃砂的混制、紧实、硬化、起模等工序均很简易，加上 CO_2 便宜、安全、不需要净化排放，应用之初 CO_2 硬化水玻璃砂工艺受到铸造工作者的广泛欢迎，推广应用的速度也很快，有些人甚至认为此法可以全面解决制芯、造型中的问题。但是不久，这一工艺方法的缺点就暴露出来，并开始了它几起几落的发展经历。总体上看，水玻璃砂工艺经历了三个发展阶段：CO_2 吹气硬化水玻璃砂、粉末硬化剂自硬水玻璃砂和液态有机酯自硬水玻璃砂。因此，有人将其称为三代水玻璃砂。

1.2 水玻璃砂特点

CO_2 硬化水玻璃砂的主要优点是：型砂的强度高、耐火性能好、操作极为方便、劳动条件好、工艺过程及装备简单、成本低，非常适合于生产铸钢件的铸型（芯）需要高的强度、耐高温性能的要求。因此，CO_2 硬化水玻璃砂工艺自 20 世纪 60 年代以来一直是我国铸钢件生产的主力型砂，广泛于铁路、造船、钢铁等行业生产铸钢件。

实践表明，水玻璃砂铸件常常会产生严重的黏砂缺陷，因而限制了它在铸铁件上的应用。用水玻璃砂生产铸铁件通常必须采用专门的铸造涂料。

与其他型砂（黏土砂、树脂砂）的性能相比，CO_2 水玻璃砂的主要缺点是：溃散性差、旧砂再生难。因此，铸件的清理工作量很大，降低了劳动生产效率，影响铸件的表面质量提高；废弃的大量水玻璃旧砂，给环境带来了严重的污染，也对砂资源造成了极大浪费。

酯硬化水玻璃砂工艺的优点是黏结强度高、水玻璃加入量少、旧砂的溃散性能好，但其工艺控制不稳定、操作性能较差；而 CO_2 硬化水玻璃砂的性能特点与上相反，其水玻璃加入量较多、旧砂的溃散性能差，但其工艺控制稳定、操作性能好。如将两者的优点综合起来，将是水玻璃砂工艺追求的目标。

新型水玻璃砂硬化工艺技术，可综合酯硬化和 CO_2 硬化的优点，在保持酯硬化水玻璃砂性能的基础上，进一步降低成本、提高生产工艺的可操作性能。使水玻璃砂的工艺技术水平向前迈进一大步。

彻底解决水玻璃砂的溃散性及旧砂再生回用问题，开发适于各种金属零件（铸钢、铸铁、非铁合金等）的改性水玻璃黏结剂，是水玻璃砂工艺技术研究与开发的长期任务。

1.3 水玻璃砂硬化方式及其分类

钠水玻璃砂在一定条件下逐渐变硬的过程，称为钠水玻璃砂的硬化。水玻璃可以通过如下几种方式硬化：

1）加入气体、液体、固体硬化剂，与钠水玻璃起化学反应，生成具有黏结性能的新产物，常称之为化学硬化。

2）采用能去除钠水玻璃中水分的方法，常称之为物理硬化。

3）加入可溶性硅酸盐使钠水玻璃饱和。

4）降低水玻璃砂的温度。

铸造生产中，主要采用前两种方法。根据硬化方式及所采用的硬化剂的不同，水玻璃砂工艺的分类如图 4.4-1 所示。目前应用最多的水玻璃砂工艺是 CO_2 硬化水玻璃砂和有机酯自硬水玻璃砂。

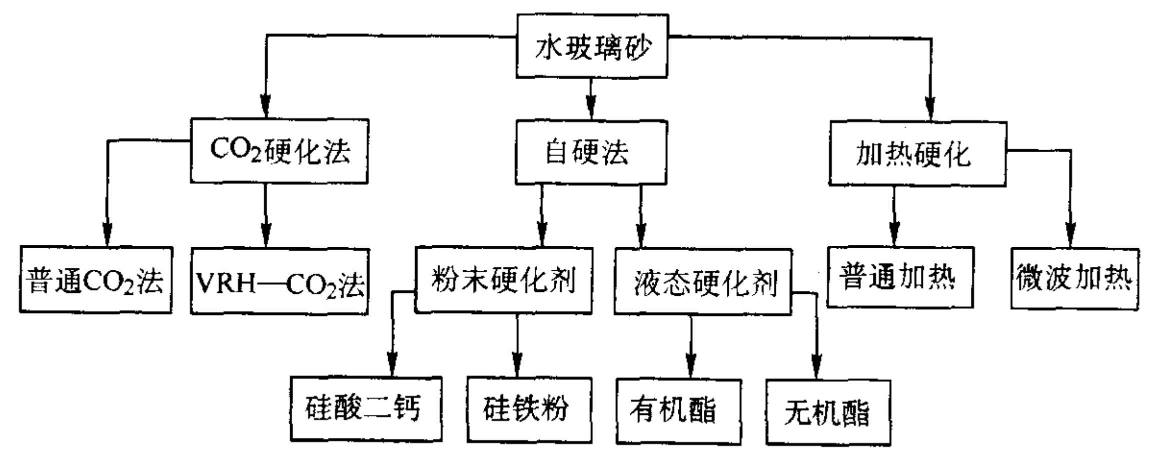


图 4.4-1 水玻璃砂的分类

2 CO_2 吹气硬化水玻璃砂

2.1 工艺原理

向钠水玻璃砂中吹入 CO_2 气体后，钠水玻璃（$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O$）能快速硬化，即钠水玻璃由液态变为固态的硬化机理，目前仍有不同的看法、尚无定论，归纳起来有如下几种观点。

在 CO_2 气体作用下，钠水玻璃的化学硬化机理有多种不同的描述，较典型的是 A.M.Лясс 将钠水玻璃的硬化过程分为三个阶段。

1）硅酸钠的分解——在 CO_2 气体作用下，硅酸钠发生快速的分解反应，并放出热量

$$Na_2Si_2O_5 + CO_2 \rightarrow Na_2CO_3 + 2SiO_2 + Q \qquad (4.4\text{-}1)$$

2）硅酸凝胶的形成——SiO_2 的水合作用

$$mSiO_2 + nH_2O \rightarrow mSiO_2 \cdot nH_2O \qquad (4.4\text{-}2)$$

3）硅酸凝胶部分失去结合水（这是一个吸热过程）：

$$mSiO_2 \cdot nH_2O \rightarrow mSiO_2 \cdot pH_2O + (n-p)H_2O \quad (4.4\text{-}3)$$

硅酸凝胶含水越少，型砂就越坚固，型砂的强度也越高。

CO_2 是一种脱水能力较强的气体，当型砂中吹入 CO_2 气体时，气体从砂粒周围流过，CO_2 与水玻璃黏结剂的接触面积大，使钠水玻璃部分失水；同时 CO_2 与钠水玻璃中的水作用形成碳酸（H_2CO_3），从而使表层钠水玻璃的 pH 值不断降低，并达到迅速硬化。因此，CO_2 气体硬化既有钠水玻璃的物理脱水作用，也有化学反应，通常型砂的黏结是两种作用的综合结果。过分强调化学反应或强调物理脱水而忽视另一方面的作用的观点都是片面的。

图 4.4-2 所示为 CO_2 硬化后包裹在砂粒表面的钠水玻璃黏结剂膜的结构模型。黏结剂膜由两层组成：表层Ⅰ的主要成分是硅酸钠胶体以及 Na_2CO_3 和 $NaHCO_3$ 结晶，里层Ⅱ的主要成分是硅酸钠胶体。两层的相对厚度取决于钠水玻璃的化学反应程度，受硬化工艺、钠水玻璃模数等因素的影响。

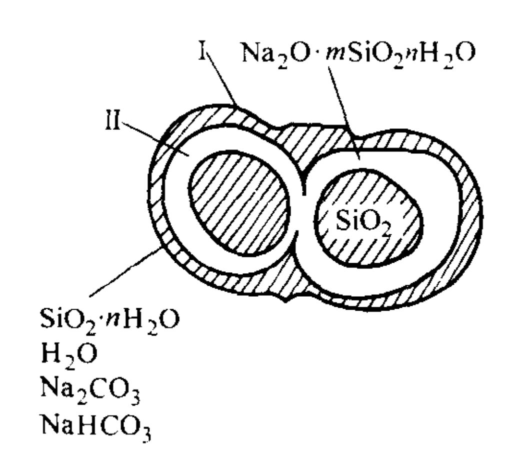


图 4.4-2　钠水玻璃黏结剂膜的结构模型

2.2　对原材料的要求

2.2.1　原砂

铸钢件用原砂应含有较高的 SiO_2，人造硅砂或天然硅砂均可。CO_2 硬化水玻璃砂对原砂的适应性很强，不论是中性砂、酸性砂或碱性砂均能适用，如硅砂、锆砂、铬铁矿砂、镁砂、橄榄石砂、石灰石砂、刚玉砂等均可适用。

水玻璃 CO_2 硬化砂对原砂中水的质量分数也有严格控制。水玻璃中含有质量分数为 50%～60%的水，若原砂中含有较多的水分，则水玻璃砂中总的水的质量分数就会超过 4%～5%，不能保证水玻璃砂型芯的强度。因此原砂水的质量分数控制在≤0.5%。

对原砂的其他性状如粒形、比表面积、含泥量等与树脂自硬砂应有同样的严格要求，因为这些参数直接影响型砂中水玻璃加入量，乃至型砂的使用强度和残留强度。对原砂的选择应该遵循以下原则：

1）SiO_2 含量高。铸铁及非铁合金铸件用砂要求 SiO_2 的质量分数大于 90%，铸钢件要求 SiO_2 的质量分数大于 97%。

2）含泥量质量分数小于等于 0.2%。

3）粒度分布在相邻 3～5 个筛号上。

4）平均细度　应根据铸件大小及其壁厚来决定。

5）粒形　尽可能选用圆整性好的硅砂，角形因数应小于等于 1.3。

6）酸耗值小于等于 5 mL。

7）硅砂需用水擦洗过，如有特殊要求，可将硅砂酸洗或进行高温活性处理（900℃焙烧），以减小硅砂的高温膨胀量。

表 4.4-1　几种不同性状的原砂的性质

砂源	粒形	角形因数	比表面积 /$cm^2 \cdot g^{-1}$	含泥量（质量分数）/%
大林标准砂	○	—	1.2	0.3
水洗郑庵砂	□	1.36	1.35	0.4
水洗海城砂	□	1.25	—	0.1
郑庵砂	○-□	—	1.36	1.1
水洗新会砂	△	1.64	1.42	0.6
新会砂	△-□	—	—	2.05

2.2.2　水玻璃

铸造用水玻璃选用应符合 JB/T 8835—1999 标准。此外，还应该针对实际生产中条件的变化，合理选择水玻璃黏结剂的主要技术参数。

1）模数　在铸造生产中，水玻璃黏结剂模数是调节水玻璃砂型芯硬化速度的一个重要参数，其可用范围为 M = 2.0～3.2。水玻璃黏结剂模数的选用不是一成不变的，应该视具体情况而定。

CO_2 气体和水玻璃黏结剂的化学反应是中和反应，环境温度越高反应越剧烈。在夏季，环境温度高达 30℃以上，应该选取低模数，M = 2.0～2.3；在冬季，环境温度很低，一般小于或等于 10℃，应选用高模数，M = 2.7～3.2；在春秋季，环境温度在 10～20℃之间，这时可选用模数 M = 2.4～2.6。但是，由于水玻璃型砂具有较强的吸湿性，环境湿度大时，其反应速度会降低。因此，在我国南方的梅雨季节，使用水玻璃砂时要注意模数适当加大。表 4.4-2 说明了温度和水玻璃模数之间的关系。

表 4.4-2　温度对水玻璃砂硬化的影响

水玻璃模数	硬化所需时间/s		耗用的 CO_2 量与水玻璃量的比	
	22℃	2～3℃	22℃	2～3℃
2	30	3 000	0.24	24.9
2.5	17	300	0.14	2.49
3.2	7	100	0.06	0.83

注：吹气流量 0.51 min；试样强度为 3.4 MPa。

2）密度　水玻璃密度大，表明其中含有的硅酸钠固体多，因而硬化后的强度高。但密度过大时，黏性过大，难以混砂均匀；密度过小，含水量大，型砂的强度低，容易使铸件产生气孔缺陷。我国铸造用 CO_2 气体硬化水玻璃模数通常为 2.2～2.6，密度为 1.48～1.52 g/cm^3（即 48～51°Be）。高模数水玻璃的黏度对水分比较敏感，通常其水分含量较高、密度较低。

3）杂质含量　水玻璃中杂质有两大类：可溶性盐和不溶性夹杂。不溶性夹杂会破坏水玻璃黏结膜的连续性和均匀性，同时还相对降低了水玻璃的实际含量，因此会大大降低水玻璃砂的强度。比如，深灰色或黑色的水玻璃中存在大量的 C 微粒，其黏结强度会大幅度下降。

水玻璃中可溶性盐的存在，使得其黏度呈几何级数增长（见图 4.4-3）。这些盐有 NaCl、Na_2SO_4、Na_2CO_3 等，它们对水玻璃的密度、表面张力、硬化速度、老化速度及其黏结强度都有显著的不良影响。因此，尽量减少可溶性盐的存在是提高水玻璃强度的一个很重要的方法，而往往被人们所忽视。

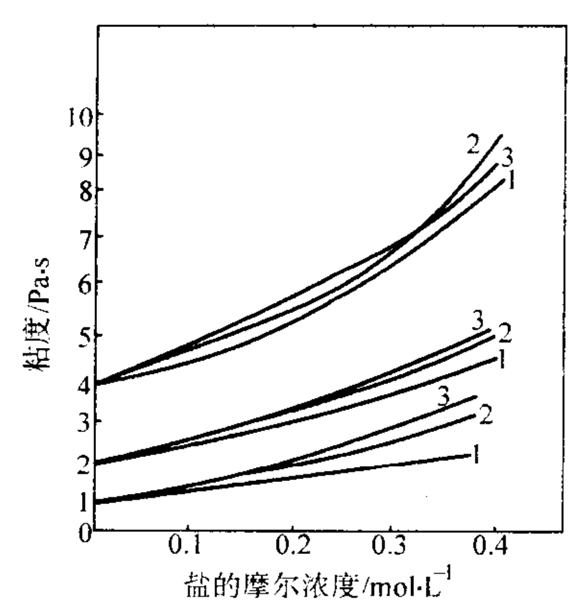


图 4.4-3 盐的摩尔浓度对模数 $M=3$ 原始黏度不同的水玻璃黏度的影响

1—NaCl；2—Na_2SO_4；3—Na_2CO_3

水玻璃的另一个问题是老化。水玻璃在存放过程中硅酸的自发聚合而生成硅胶粒子，硅胶粒子缓慢的释放能量并长大，这种现象就叫做水玻璃的老化。老化现象使得水玻璃的黏度不断下降，强度降低。一般来说，强度损失约30%左右。因此，使用时应该尽可能使用新鲜水玻璃，避免采用老化水玻璃。

除了上面所述情况之外，使用水玻璃还应该注意以下几个方面的问题：

1）尽可能使用抗老化能力强的水玻璃，例如钠钾复合水玻璃，方便生产管理。

2）尽可能使用已经在其他工厂应用成功的改性水玻璃。

3）在使用强度许可的条件下用较高模数的水玻璃。

4）在混砂工序之前增加水玻璃物理改性的措施，如在输送管道上增添磁化处理装置等。

2.2.3 其他材料

水玻璃砂使用时还经常加入一些辅助材料，以提高某些方面的性能。如：黏土、NaOH溶液、重油、溃散剂等。

黏土的加入是为了提高其湿强度，但是黏土会消耗一部分水玻璃而降低硬化后的强度。另外，加入黏土后使得高温时的退让性变差，易引起黏砂，所以原砂的含泥量应尽可能低些。一般来说，加入黏土主要用于先起模后硬化的场合，如果是先硬化后起模，则尽量不加黏土；若工艺需要提高湿强度，则加入量应控制在3%～5%（质量分数）。适量的黏土在一定程度上可以改善水玻璃砂的出砂性。

高模数水玻璃加入适量的NaOH溶液可以提高水玻璃砂硬化后的强度，因为NaOH的加入可使模数降低，NaOH与游离的SiO_2结合，生成硅酸钠。这样减少了游离的SiO_2避免过早凝胶化从而导致降低硬化后的强度。

加入NaOH溶液会使得水玻璃砂的湿强度降低，但其保存性则有所提高。图4.4-4表示NaOH溶液的加入量与水玻璃砂强度的关系。一般高模数水玻璃用浓度10%的NaOH溶液，加入量为1%～1.5%（质量分数）即可，根据气温变化也可稍微改变。低模数水玻璃加入NaOH后会降低水玻璃砂硬化后的强度，故不宜使用。

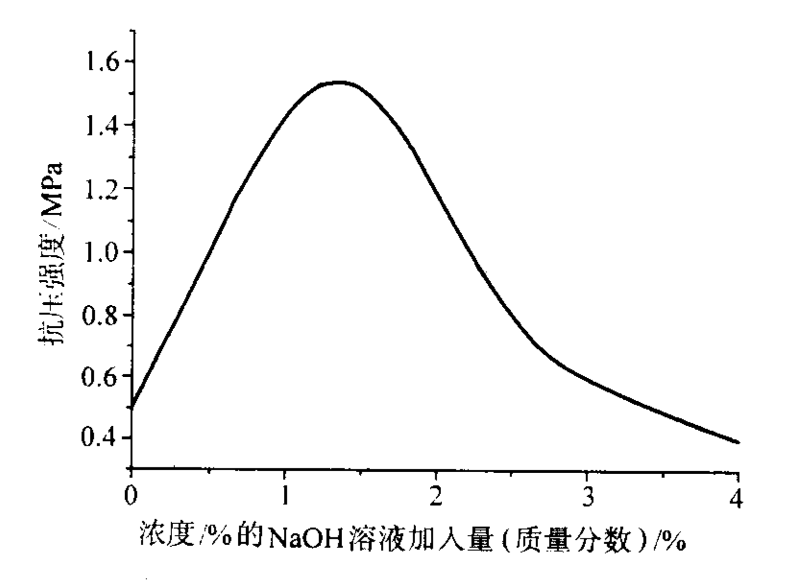


图 4.4-4 NaOH溶液加入量对吹CO_2后强度的影响

在水玻璃砂中加入重油等有机油类，主要目的是防止型砂的黏模。因为水玻璃是一种亲水黏结剂，与木材、金属、塑料等常用模具材料都有较好的亲和力，容易黏在模样或者芯盒上，影响生产率和制作质量。水玻璃模数过低、水分和水玻璃含量过多都容易产生黏模。一般在型砂中加入质量分数为0.5%～1.0%的重油或者适量的全损耗系统用油，可以有效防止水玻璃砂的黏模现象。同时，重油等的加入可适当提高水玻璃砂的溃散性。

2.3 混合料配比及其混制工艺

2.3.1 传统工艺配方

由于生产条件、资金、技术等因素的限制，传统的工艺配方在我国还在比较广泛地使用。现将早年开发、现尚在一些企业应用的传统配比列于表4.4-3供参考，以便与近年开发成功的新工艺进行比较。

表 4.4-3 水玻璃CO_2硬化砂的配比及性能

序号	配比（质量比）							性能			用途
	新砂		水玻璃	w(NaOH)=15%～20%溶液	重油	膨润土或高岭土	w（水）%	湿透气性	湿压强度/kPa	硬化后抗压强度/MPa	
	粒度（筛号）	加入量									
1	—	100	8～9	0.7	—	4～5	4～5	>100	25～30	>1.5	大型铸钢件型（芯）面砂
2	40/70	100	6.5～7.5	—	—	—	4.5～5.5	>300	5～15	—	铸钢件型（芯）砂
3	—	100	7	0.75～1.0	0.5～1.0	3	4.5～5.5	>200	17～23	>1.0	
4	50/100	100	4～4.5	LK-2溃散剂3	水0.4～0.5	—	<3.5	>150	—	>1.0	
5	40/70	100	易溃水玻璃5	水1～1.5	溃散剂1.0	—	—	—	5.5	>1.3	
6	40/70	100	ZNM-2改性水玻璃7	—	—	—	3.5～4.2	>2 450	7	>1.3	

续表 4.4-3

序号	配比（质量比）							性能			用途
	新砂		水玻璃	$w(NaOH)=$ 15%～20%溶液	重油	膨润土或高岭土	w（水）/%	湿透气性	湿压强度/kPa	硬化后抗压强度/MPa	
	粒度（筛号）	加入量									
7	再生砂	30 70	8	—	—	1～2	3.8～4.4	>100	8～12	>3.0	铸钢件型砂
8	新砂 50/100	50	4.5～5.5	—	—	1～2	4～6	>80	25～40	—	<1 t 铸铁件型砂
	旧砂	50									
9	新砂 50/100	50	5.5～6.5	—	煤粉 2～4	1～2	4～6	>80	25～40	—	
	旧砂	50									
10	新砂 40/70	60	5～6	—	—	2～4	4～6	>100	30～50	—	1～5 t 铸铁件型砂
	旧砂	40									
11	新砂 40/70	60	5.5～6.5	—	木屑 1.0～1.5	2～3	4～6	>100	30～50	—	1～5 t 铸铁件芯砂
	旧砂	40									

这些早期开发的 CO_2 硬化水玻璃砂大多数都要求有一定的湿压强度，以适应先起模后硬化的工艺要求，因此不得不加一定量的粉状材料，导致水玻璃加入量居高不下，型砂易烧结，溃散性差，旧砂再生困难。

钠水玻璃砂可使用各种混砂机混制。混好的砂最好放在有盖的容器中，或者用湿的麻袋盖严实，以免砂中的水分蒸发和与空气中的 CO_2 接触而造成硬化。

其混制工艺按下列顺序进行：

1）加料顺序　先加干料，混均匀后再加湿料。一般加料顺序为：

原砂 $\xrightarrow{+}$ 粉状附加物 $\xrightarrow{+}$ 水玻璃 $\xrightarrow{+}$ 有机液状附加物 $\xrightarrow{出砂}$ 混合料

2）混制时间　水玻璃砂不宜混制时间过长，否则对其湿强度和硬化后的强度影响很大，一般湿混时间为 2～4 min。

2.3.2 近年开发的 CO_2 硬化水玻璃砂工艺

（1）新型 RC 系列改性水玻璃砂

该工艺采用济南赛特科技贸易公司生产的 RC 系列双组分硅铝复合水玻璃，RC 复合物是以可溶性铝酸钠为基础，再加适量第 3 组分的固体粉末，在 Na－Si 系水玻璃中引入 RC 相，组成了 Na－（RC）－Si 水玻璃系型砂。两种配砂（均为质量比）工艺简介如下：

1）砂（新砂 10＋旧砂 90）＋水（1）＋复合物 RC（1）$\xrightarrow{预混\ 2\ min}$＋水玻璃（3～4）$\xrightarrow{混砂\ 2\ min}$卸砂。

该配比工艺适用于间隙式混砂机。

2）水玻璃（100）＋复合物 RC（25）＋水（25）$\xrightarrow{搅拌均匀}$将此混合液按常规水玻璃加入砂中使用。

采用 RC 系改性水玻璃砂工艺，型砂中水玻璃的加入量为砂质量的 3.5%时，吹 CO_2 硬化后 24 h 终抗压强度可达到 2.5 MPa。

由于 RC 为高熔点材料，对硅砂的侵蚀性弱，残留强度第二峰值被抑制和推迟，浇注后具有较好的溃散性。

RC 系列水玻璃砂的残留强度见图 4.4-5。

（2）K220 系列易溃散改性水玻璃

该产品是以水玻璃为主体的多元复合液体黏结剂，其主要性能指标见表 4.4-4。

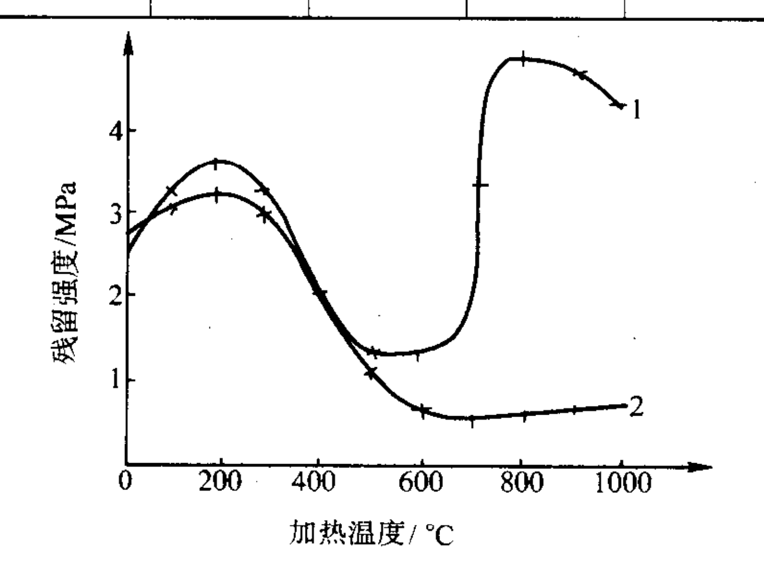


图 4.4-5　RC 系列水玻璃砂于普通水玻璃砂残留强度对比
1—普通水玻璃砂（质量比：原砂 100＋水玻璃 6）；
2—RC 系列水玻璃砂（质量比：原砂 100＋水玻璃 3.5＋水 1）

表 4.4-4　K220 系列易溃散改性水玻璃

代号	加入量（质量比）（砂 100）		终强度/MPa	残留强度/MPa	适用场合
	硬化方法	K220 水玻璃			
K220－Ⅰ	普通法	5～7	>1.5	<0.8	铸钢小件 一般铸铁件
	均匀硬化法	3～4			
K220－Ⅱ	普通法	4～5	>2.0	<0.5	一般铸钢件 铸铁小件
	均匀硬化法	2～3			
K220－Ⅲ	普通法	3～4	>2.0	<0.3	铸铁小件 非铁合金件
	均匀硬化法	1.5～2.5			

（3）强力 2000 多重变性水玻璃砂

强力 2000 多重变性水玻璃是沈阳铸造材料厂和上海华源精细化工有限公司下属的星火化工厂的产品。该产品以钠钾或钠钾锂水玻璃为基础，通过物理和化学改性，添加有机－无机助黏结剂，再经多重变性处理，其黏结强度较普通钠水玻璃提高 70%左右，因而水玻璃加入量可以降低。目前该产品已成系列，有 21 个品种可供选用。CO_2 硬化的强力 2000 多重变性水玻璃与普通钠水玻璃配比、性能对比见表 4.4-5。

表 4.4-5　CO_2 硬化强力 2000 多重变性水玻璃砂与普通水玻璃砂的配比和性能对比

序号	质量比		吹 CO_2 时间 /s	抗压强度/MPa				
				即时	1 h	2 h	3 h	1 000℃，20 min
1	福建水洗海砂 100	市售水玻璃①6	75	0.5	0.85	1.28	1.67	1.7
2	福建水洗海砂 100	强力 2000② 3	45	0.4	1.34	1.81	2.4	0.86～0.92③

① 市售水玻璃中硅酸钠的质量分数为 42%，模数为 2.3。
② 强力 2000 多重变性（春秋季适用）水玻璃中硅酸钠的质量分数为 42%，模数为 2.3。
③ 1000℃残留强度似乎偏高，但试样呈脆性，冲击即溃，溃散功很低。

(4) CO_2 硬化 Solosil－433 改性水玻璃砂

Solosil－433 是 Foseco 公司生产的改性水玻璃的商品名，它主要采用氢化麦芽糖、山梨醇等有机物，配合其他无机物（如硼酸钠等）对普通钠水玻璃黏结剂进行改性。提高了黏结剂的黏结性能，降低了残留强度。它与普通水玻璃对比试验的数据表 4.4-6。

(5) CO_2 硬化有机改性硅酸复盐水玻璃

有机改性硅酸复盐水玻璃是以钾钠水玻璃为基的有机改性水玻璃黏结剂。该类水玻璃黏结剂的改性机理是：用非钠水玻璃部分取代钠水玻璃，使得残留强度的第二峰值后移，加入具有较好黏结性能的有机物起到助黏作用。

沈阳市汇亚通铸造材料有限责任公司的 CO_2 硬化改性水玻璃砂的配比和性能见表 4.4-7。

辽宁大连起重机厂尹大伟的发明专利也是这类改性产品，其强度性能见表 4.4-8。

表 4.4-6　加和不加助黏剂的两种黏结剂试样 CO_2 硬化后强度和残留强度对比　MPa

试样状态 / 型砂中黏结剂加入量（质量分数）/%	常温抗压强度						800℃烘干 20 min 后残留（抗压）强度
	实时	存放 1 d	存放 2 d	存放 3 d	存放 7 d	存放 15 d	
5（普通水玻璃）	0.255	0.108	0.18	0.12	0.124	0.088	0.643
4.5（Solosil－433 水玻璃）	0.242	0.358	0.406	0.369	0.380	0.206	0.097

注：Solosil－433 水玻璃中加入质量分数为 30%的氢化水解淀粉溶液，以及少量的促凝剂和树脂。

表 4.4-7　CO_2 硬化有机改性硅酸复盐水玻璃砂配比和性能

序号	配比（质量比）		24 h 抗拉强度/MPa	对原砂的要求
	原砂	水玻璃		
1	100	3～3.5	0.3～0.5	w（泥）≤0.4%，w（水）≤0.5%，角形因数≤1.25
2	100	3.3～3.8	0.3～0.5	w（泥）≤0.8%，w（水）≤0.5%，角形因数≤1.35

表 4.4-8　改性水玻璃砂强度性能

实施例 \ 数值 \ 强度	即时抗拉强度/MPa	24 h 抗拉强度/MPa	48 h 抗拉强度/MPa	200℃残留强度/MPa	800℃残留强度/MPa
1	1.6	1.75	1.7	2.3	0.60
2	1.7	1.9	1.63	2.1	0.53
3	1.5	1.7	1.6	2.0	0.51

注：吹 CO_2 时间 20 s，气体流量 2.0 m^3/h，水玻璃黏结剂模数 2.69

以上是国内外比较成功的改性水玻璃黏结剂，实际上很多单位都进行或正在进行改性水玻璃黏结剂的研究，以期达到更好的效果。新开发的 CO_2 硬化水玻璃砂除了应用复合改性水玻璃外，还有一个共同的特点，就是型砂中不加粉状材料，湿强度很低，采用先硬化后起模的操作工艺。

2.4 型砂性能特点

2.4.1 常温强度

CO_2 水玻璃砂的常温性能主要包括：常温即时强度、存放强度、表面安定性等。这里主要论述吹 CO_2 工艺参数对水玻璃砂型芯性能的影响规律。

CO_2 的压力、流量和吹 CO_2 的时间对硬化强度的影响如图 4.4-6 所示（型砂配比及吹 CO_2 工艺见表 4.4-9）。从图 4.4-6 可以看到，当初强度达 0.4～0.5 MPa 时，即应停止吹 CO_2，起模后在储放中强度明显升高。若吹 CO_2 10～15 s，起模强度达到 0.8 MPa 时，储放后强度仅 0.8 MPa 左右。若吹 CO_2 20 s 以上，已明显过吹，起模后储放中强度反而下降。

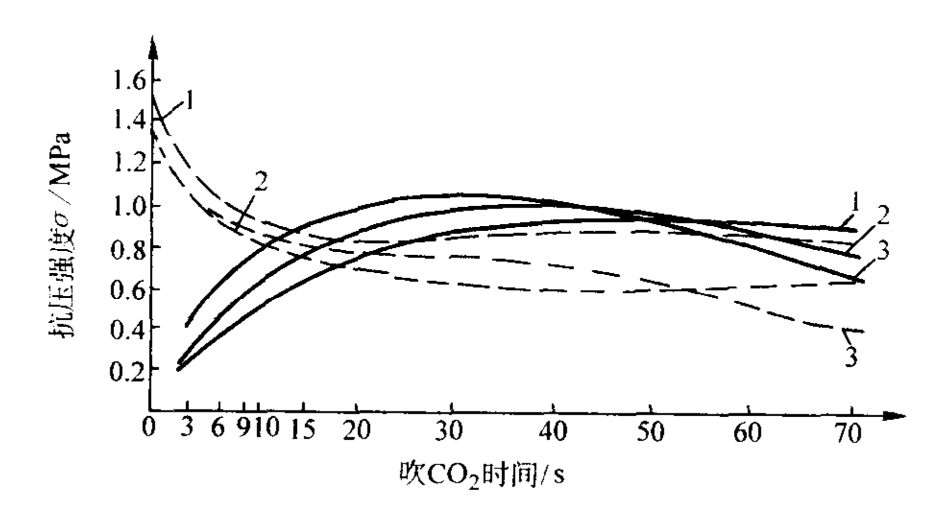


图 4.4-6　吹 CO_2 工艺参数对水玻璃砂强度的影响

注：图中曲线编号所对应的型砂配比见表 4.4-9；实线为初强度，虚线为终强度

表 4.4-9　试验用型砂配比及吹 CO_2 工艺

图 3-33 中曲线编号	型砂配比（质量比）			吹 CO_2 工艺	
	新砂（40/70 筛号）	水玻璃（$\rho=1.42\ g/cm^3$）	水	压力/MPa	流量 /$m^3 \cdot h^{-1}$
1	100	（普通的 $M=2.25$）5	1	0.2	1.0
2	100	（改性的 $M=2.74$）5	1	0.2	1.0
3	100	（改性的 $M=2.74$）5	1	0.15	0.5

流量是 CO_2 吹气工艺中较为重要的因素之一。表 4.4-10

给出了流量对 CO_2 吸收量和强度影响的结果。由表可以看出，流量低时，砂芯所吸收的 CO_2 量也增加，由于化学反应加快所产生的硅胶厚度增大，因此即时强度 σ_{10min} 增大而存放强度 σ_{24h} 降低。

表 4.4-10 流量对 CO_2 吸收量和强度的影响

吹气流量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	吹气时间 /s	CO_2 吸收量（质量分数）/%	抗压强度/MPa	
			10 min	24 h
1.5	30	1.70	1.314	3.300
5.0	30	2.11	2.214	2.548

注：水玻璃 $M=2.8$，w（水玻璃）=4.0%，大林砂。

因此，低流速有利于钠水玻璃化学反应，可以得到较高的初始强度，但降低终强度并放热；高流速促进脱水及吸热物理反应，使化学反应迟缓，可得到较高的力学性能及较好的存放性。

2.4.2 高温性能

CO_2 水玻璃砂的高温性能完全取决于水玻璃黏结剂本身的性质，由于钠水玻璃黏结剂含有较多的 Na^+，在高温下与 SiO_2 发生反应生成熔点很低的硅酸钠盐，因此其高温强度很低。因为高温强度越低，砂型的容让性就越好，这也使得水玻璃砂型有很好的高温容让性。

1）加热时的体积变化　图 4.4-7 所示为水玻璃砂芯的高温变形－时间曲线，其中负变形量为砂型试样膨胀，正变形量为砂型试样收缩。

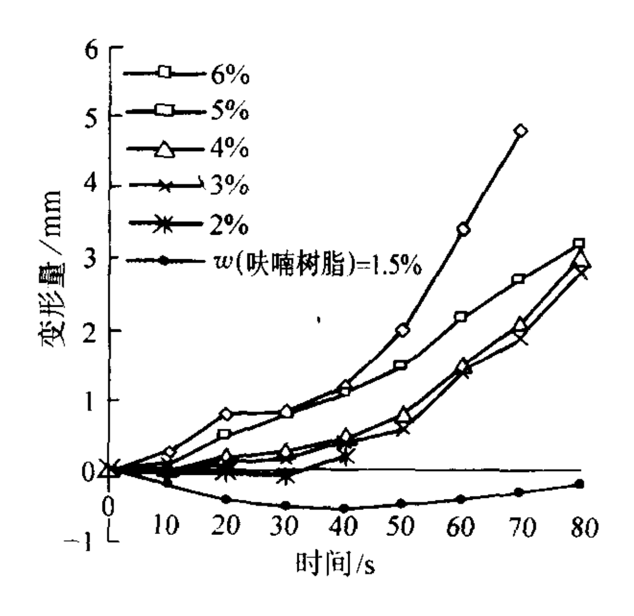


图 4.4-7 水玻璃砂芯和树脂砂芯的高温变形－时间曲线

从图 4.4-7 可以看出，呋喃树脂加入质量分数为 1.5% 时，试样的最大负变形量为 -0.54 mm，是水玻璃加入质量分数为 2% 时最大负变形量的近 8 倍，而膨胀时间也高出近 3 倍。在所有的水玻璃试样砂中，黏结剂加入质量分数为 2.0% 时的膨胀量最大，为 -0.07 mm；膨胀时间最长，为 37 s。

依据型砂退让性高温变形－时间曲线，可以得出以下规律性的结论：

① 铸件在凝固初期，型砂的热膨胀量越大，铸件凝固收缩的阻力就越大，由于铸件在凝固初期力学性能较低，因此，铸件易产生热裂纹。

② 正变形量越大，表明型砂存在明显的软化和较大的塑性变形，因此，型砂的退让性就越好，铸件凝固收缩的阻力也越小。

③ 砂型试样负变形高温持久时间越长，表明黏结剂的热分解速度较缓慢，因此，型砂在该时间内的强度损失就越少，这对于防止铸件产生热裂是极为不利的。

从图 4.4-7 中还可以看出，随着水玻璃量的增加，型砂负变形量越来越小，到 6.0% 时已经为 0，也就是说没有膨胀，这就是水玻璃砂浇注铸钢件不产生热裂的机理之所在。

2）高温强度　图 4.4-8 表示的是水玻璃砂加热温度和强度的关系。可以看出，CO_2 硬化后的水玻璃砂，当温度升到 400℃左右出现强度最高值，这时由于硅酸胶体和水玻璃黏结剂进一步脱水的结果。

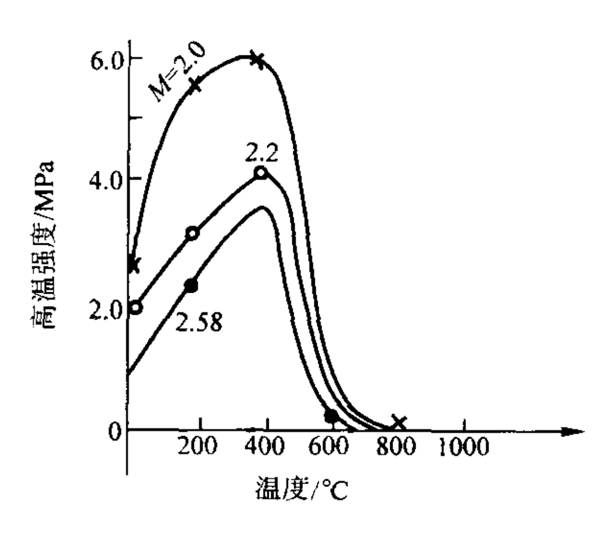


图 4.4-8 加热温度和高温强度的关系

当温度继续升高，强度会急剧下降，其主要原因是：

① 在 400～600℃之间，硅酸胶体中的结构水全部逸出，凝胶骨架产生很大应力。

② 在 573℃时石英有相变，由 β 石英→α 石英，体积会发生膨胀，产生很大应力。

③ 硅酸钠和硅酸胶体与硅砂膨胀系数不同，也会产生应力。

上面几种应力综合作用的结果。使得包覆在硅砂表面的黏结剂膜产生微裂纹，致使强度急剧下降。

当温度继续升高，在 793℃有液相出现，高温强度较低。随着温度的继续升高，液相不断增多，熔融的硅酸钠与硅砂中的 SiO_2 反应，并且使得黏结剂膜中的内应力、裂纹、气孔全部消失，强度进一步随之降低，直至为零。因此，水玻璃砂在高温时的容让性是很好的，浇注普通碳钢件一般不会产生裂纹。

3）出砂性的指标——残留强度　钠水玻璃砂的主要缺点是出砂性差，从而限制了它在铸造上获得更广泛的应用。图 4.4-9 为 CO_2 硬化的钠水玻璃砂在不同温度下的残留强度的变化值。

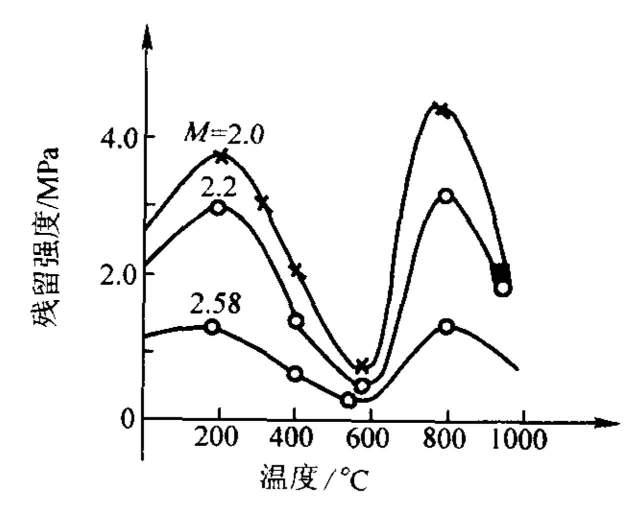


图 4.4-9 CO_2 钠水玻璃砂的加热温度对残留强度的影响

残留强度是指将型砂加热到一定温度后，再随炉冷却到室温所测出的强度。残留强度可在一定程度上反映型（芯）的出砂性。残留强度的第一个峰值在 200℃左右出现，是由于硅酸凝胶和未反应的硅酸钠脱水强的结果。高温强度的峰值出现在 400℃左右，与残留强度的峰值不同步，而且在 400℃以前几乎所有温度下的高温强度都大于相应模数钠水玻璃砂的残留强度，其原因在于加热对钠水玻璃黏结膜强度的影响表现在两方面：一方面由于上述的脱水，使黏结强度升高；另一方面由于黏结膜脱水收缩及温度变化引起应力并出现裂纹，以及由于水分大量脱失，黏结膜上出现气泡，使

黏结强度降低。对于残留强度，在200℃以前，第一方面的影响占主导，而200℃以后第二方面的影响逐渐占优势，因此，200℃以后的残留强度随温升而下降。至于高温强度，则由于没有冷却过程应力、裂纹的影响，一直到400℃仍然是脱水强化的因素占优势，峰值一直保持到400℃。因此，高温强度比残留强度高。

从400～600℃，由于硅酸和硅酸钠凝胶结构水脱失，使黏结膜出现蜂窝状气孔而使强度削弱；凝胶由于进一步收缩，在573℃还有一个石英的相变，使凝胶产生应力，因而无论残留强度和高温强度都显著降低。

近800℃时硅酸钠开始熔融出现液相，使黏结膜的内应力、裂纹、气孔等消失，高温强度降到零。熔融的硅酸钠冷却后形成坚固的玻璃体或晶体，因而800℃左右钠水玻璃砂残留强度出现第二个峰值。800℃以后，熔融的硅酸钠与硅砂中的SiO_2反应加剧，成为SiO_2的过饱和溶液。当冷却时，过饱和的SiO_2先以鳞石英析出，低于870℃时转变为石英，它在凝固的钠水玻璃中起着切口的作用，故1 000℃左右钠水玻璃砂的残留强度又下降。而在1 200℃之后，钠水玻璃砂的烧结是主要的，所以这时残留强度又会上升。

钠水玻璃模数越低，高温强度和残留强度越高（见图4.4-9），这是因为模数低，Na_2O的质量分数高，吹CO_2硬化后，黏结膜中硅酸钠凝胶量比模数高的要多，而硅酸钠凝胶比硅酸凝胶加热脱水后脆性小，因而模数低的高温强度和残留强度比模数高的高。

钠水玻璃砂的残留强度高，意味着出砂性差，出砂后结块的砂子也给旧砂再生带来困难。生产实际中，型和芯在铸件浇注后达到的温度因铸造合金的种类、铸件重量和结构而异，通常只有靠近铸件的砂层温度很高，而大部分型砂的温度，即使生产壁厚大于80～100 mm的大型铸钢件也多低于1 200℃。因此降低800～1 100℃范围内的型砂残留强度对改善出砂性意义很大。当然对于砂芯，由于受热条件不同，某些砂芯所能达到的最高温度可使整个砂芯完全在1 100℃以上而全部烧结。

2.5 CO_2吹气硬化工艺及其装置

吹CO_2硬化时，对于不同的型（芯）应该有不同的吹气方式，便于得到硬化均匀的型（芯）。总的原则是：根据型（芯）的大小和形状，选择不同的吹气方法，使得CO_2气体能够迅速均匀地进入型（芯）的各个部位，以最小的气体消耗达到型（芯）各部分均匀硬化，尽量避免出现死角。

目前，比较通行的吹CO_2的方法有以下几种。

1）插管法　在砂型或砂芯上扎一些$\phi6$～$\phi10$ mm的吹气孔，将带有小孔的金属吹气管插入型砂中并吹CO_2，硬化后起模，此法适用于大型砂型或砂芯。插管硬化是适用最广泛的吹气方法之一，如图4.4-10、图4.4-11所示，可以用直通管也可用封头的多孔管。从硬化的效率来看，多孔管显然比直通管更有效，硬化更均匀，更节约CO_2气体。直通管吹气时如果流速大，其气流的走向如图4.4-11a中的①；流速低时则如②。因此其硬化是不均匀的。而且直通管的管口容易堵砂。多孔管吹气的气流比较均匀（见图4.4-11b），如果设计得当可比直通管节约CO_2气体30%。

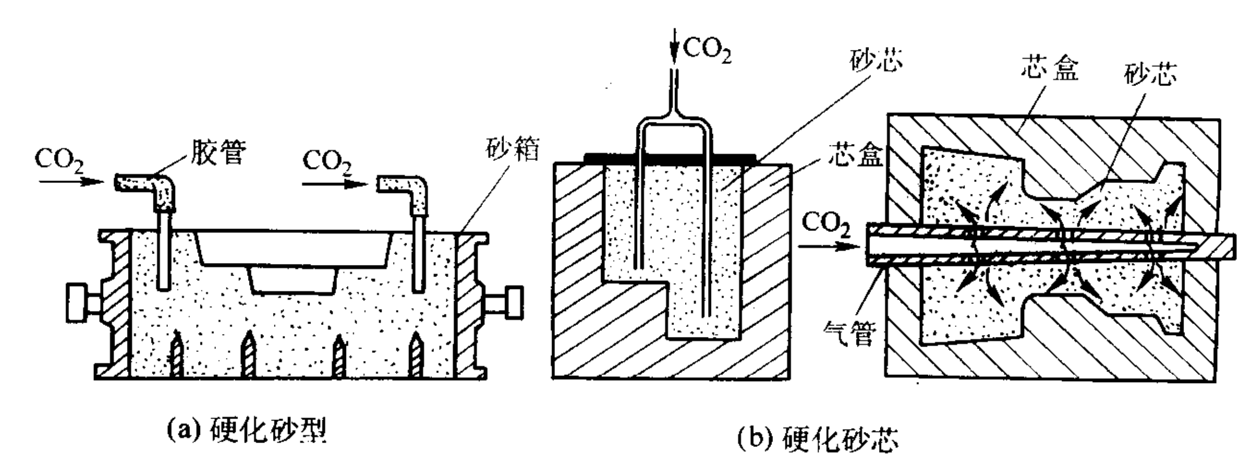


图4.4-10　插管法吹CO_2示意图

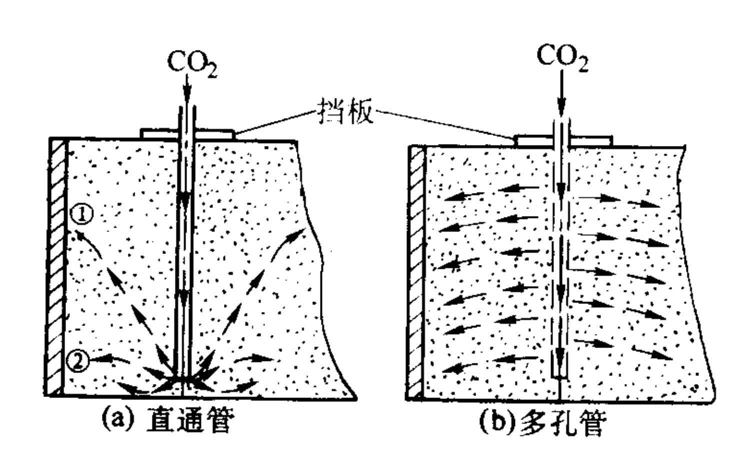


图4.4-11　合理的插管法图示

在设计插管吹气法时要注意的是：

① 管外壁与砂型之间会有间隙，对于CO_2气体来说这是阻力最小的地方，很容易从此处外逸。因此在管子的上端要装挡板。

② 封头多孔管的小孔总面积应比管的截面积要小。

2）盖罩法　用木板或金属板制成盖罩，扣在修好的砂型上吹CO_2并使其硬化，这种方法比较适合中小型砂型或砂芯。目前在我国的工厂使用吹气罩的场合很多，大中小型的型、芯都有。该法的特点是简单易行，但是缺点也较多，如CO_2气体损失多、气流分布不均匀导致硬化不均匀。图4.4-12是大型砂型盖罩法的示意图，可以看到首先接触CO_2气体的型（芯）表面首先硬化，形成完全硬化区；气流在模底板的导气孔接触的地方导出，水分的蒸发较中心地区要快，因此硬化比较完全；而中心部位的硬化比较缓慢，强度较低。要解决这个问题就要加大气体的流速、加长吹气硬化的时间以减小或去除中部欠硬化的范围。

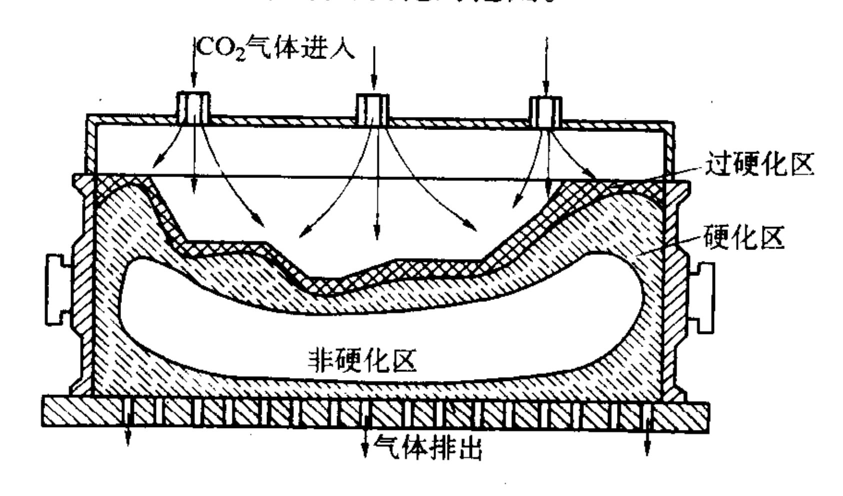


图4.4-12　盖罩法吹气硬化示意图

盖罩法吹气的运用要注意以下几点：

① 作好吹气罩板的结合处的密封，尽可能的减少气体的泄漏。

② 在铸型的底板或模底板上开设导气孔。

③ 尽可能的在吹气罩上多开设入气管道，使得硬化比较均匀。

④ 对于大型芯多采用大流量、长时间的吹气硬化工艺。

该法适用于湿态取模的水玻璃型、芯，或者型、芯表面不能破坏的型、芯，见图 4.4-13 所示。

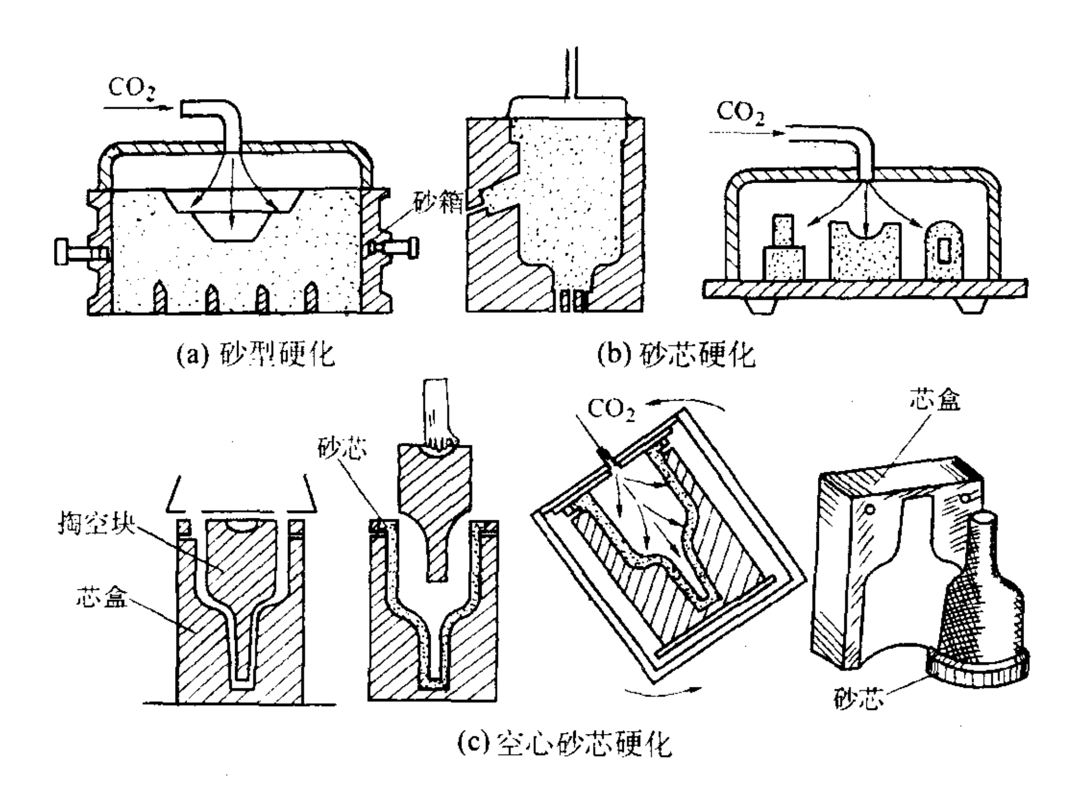


图 4.4-13 盖罩法吹 CO_2 硬化示意图

3）型内吹气法　通过模样吹气是使得 CO_2 气体在模样-砂型界面上发生反应而硬化，这样可以节约 CO_2 气体，并且克服其他方法容易引起的硬化不均的缺点，尤其在砂型的表面上硬化不好的问题。该法需在模样上钻多个孔，会造成模样表面的破坏。如图 4.4-14 所示。

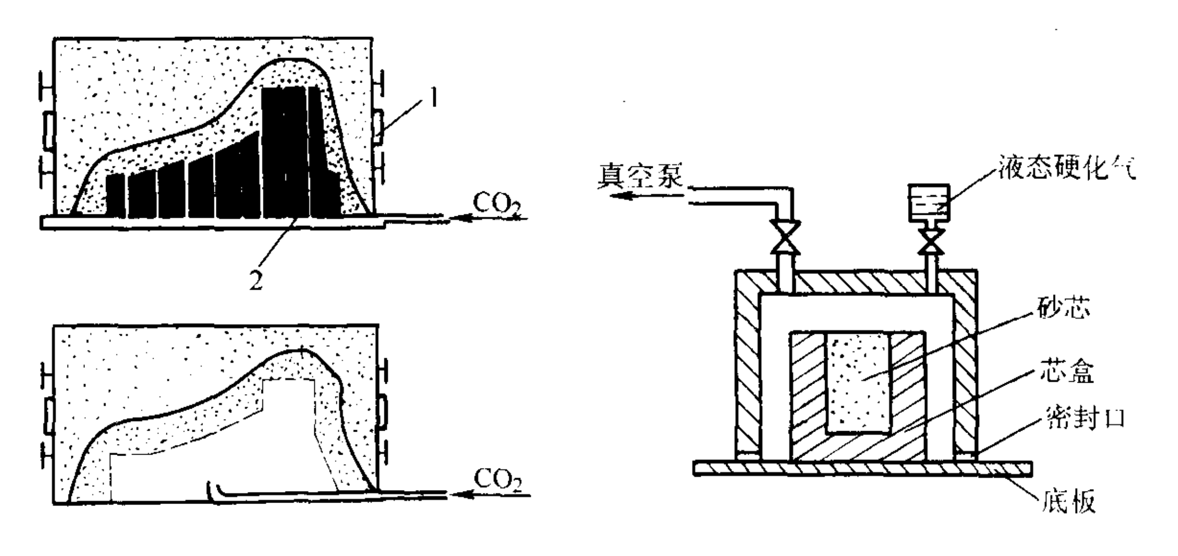


图 4.4-14 通过模样吹 CO_2 硬化示意图

1—砂箱；2—模样

型内吹气法是在 V 法的基础上发展起来的，可根据铸件的结构特征和吹气要求，在模样的各部位钻若干 1 mm 的小孔，所有的小孔均与模样下腔相通。模板上设有通气道，模样安装时使其与模样空腔相通，CO_2 气体引入到模样的空腔中，通过模样上的小孔导入到型砂中。该法可以有效的硬化型（芯）的表面，使得型（芯）得到一样的硬化厚度；同时节约气体和减少劳动强度。图 4.4-15 是该法的硬化示意图，图中可以看到有非硬化区，这也是该法的要注意的地方。如果合理地设计孔的大小和密度，合理使用 CO_2 的吹气流量和时间，就可以使得完全非硬化区减到最小。

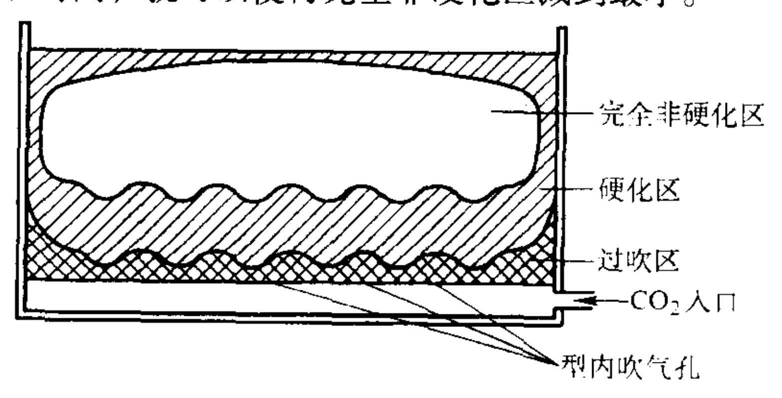


图 4.4-15 型内硬化效率示意图

2.6 常见缺陷及其防止措施

2.6.1 黏砂

钠水玻璃砂的黏砂往往是机械黏砂与化学黏砂并存。钠水玻璃砂中的 Na_2O、SiO_2 等与液态金属在浇注时产生的铁的氧化物，形成低熔点的硅酸盐。如果这种化合物中含有较多易熔性非晶态的玻璃体，那么这层玻璃体与铸件表面结合力很小，而且收缩系数与金属也不相同，它们之间就会有较大应力，易于从铸件表面清除，不产生黏砂。如果在铸件表面形成的化合物中 SiO_2 含量高，FeO、MnO 等含量少，它的凝固组织基本上具有晶体结构，会与铸件牢固地结合在一起，就产生黏砂。表 4.4-11 为对铸钢件和铸铁件表面黏砂层的化学成分分析结果。铸钢件由于浇注温度高，钢液表面易氧化，黏砂层中氧化铁、氧化锰等含量高，黏砂层易于清除。而铸铁件浇注温度低，铁、锰等不易氧化，黏砂层是晶体结构，黏砂层则不易清除。厚大铸钢件，钢液对砂的热作用强烈，使钠水玻璃砂严重烧结，型（芯）表面孔多，钢液浸入孔隙中，造成严重黏砂。

表 4.4-11　黏砂层的成分

金属种类	黏砂层的成分（质量分数）/%				黏砂层特点
	SiO_2	Fe_2O_3	FeO	MnO	
HT150	89.56	3.45	2.27	1.34	不易清除
ZG270 ~ 500	80.6	5.91	4.63	3.22	易清除

为了防止黏砂，可在铸型表面刷涂料，而且最好刷醇基快干涂料；一般铸铁件也可在钠水玻璃砂中加入适量的煤粉或焦炭粉（如质量分数 3% ~ 6%）；如某石油机械厂用水玻璃砂生产 1.0 t 的铸铁件，黏砂严重，在水玻璃砂中加入质量分数为 3.0%的焦炭粉后表面光洁，不产生黏砂。也有质量分数为 2%有填料功能的高岭土或黏土，得到了表面光洁的铸件。

2.6.2　表面粉化（白霜）

钠水玻璃砂吹 CO_2 气体硬化后，放置一段时间，有时在型、芯表面会出现一种白色的粉末状物质，称之为“白霜”。“白霜”严重降低该处表面强度，用手轻轻一擦就会有砂粒落下，浇注时易产生冲砂缺陷。根据分析，这种白色物质的主要成分是 $NaHCO_3$，可能是由于钠水玻璃砂中含水分或 CO_2 过多而引起的，其生成的反应如下：

$$Na_2CO_3 + H_2O = NaHCO_3 + NaOH \qquad (4.4\text{-}1)$$

$$Na_2O + 2CO_2 + H_2O = 2NaHCO_3 \qquad (4.4\text{-}2)$$

$NaHCO_3$ 易随水分向外迁移，使型、芯表面出现类似霜的粉状物。

解决的方法是控制钠水玻璃砂的水分不要过高（特别是雨季和冬季），吹 CO_2 时间不宜长，型、芯不要久放。另据有的工厂经验，在钠水玻璃砂中加入占原砂质量 1%左右、密度为 1.3 g/cm³ 的糖浆，可以有效地防止表面粉化。

2.6.3　吸湿性

CO_2 水玻璃砂的吸湿性是一个长期以来难以解决的问题，尤其在我国南方的梅雨季节，型砂的吸湿性给生产带来了很大的麻烦。为了解决吸湿性的问题，人们一般采取的方法就是寻找抗吸湿剂，但是很难有那么理想的物质，既不破坏强度又能提高抗吸湿性。与连续吹气相比，脉冲吹气对于抗吸湿性并不能有很大的改善。

在湿度较低的情况下，应以短吹气时间为好；在湿度较高的情况下，尤其注意避免使用低模数水玻璃黏结剂，并且延长吹气时间，以获得较好的砂型强度。

在实际生产中，人们为了提高水玻璃砂的抗吸湿性，往往采用涂料的方法，尤其刷醇基快干涂料可以避免水分进入砂型中。

另外，可以采取的提高抗吸湿性的措施有：

1）在钠水玻璃中加入锂水玻璃，或在钠水玻璃中加入 LiOH、$CaCO_3$、$ZnCO_3$ 等无机附加物，由于能形成相对不溶的碳酸盐和硅酸盐，以及可减少游离的钠离子，因而可改善钠水玻璃黏结剂的抗吸湿性。

2）在钠水玻璃中加入少量有机材料或加入具有表面活性剂作用的有机物，黏结剂硬化时，钠水玻璃凝胶内亲水的 Na^+ 和 OH^- 离子或为有机憎水基取代，或相互结合，外露的为有机憎水基，从而改善吸湿性。

2.6.4　出砂性差

型砂出砂性的好坏主要取决于残留强度。图 4.4-9 是钠水玻璃砂的残留强度随温度的变化，可以看出有两个高峰，一个是 200℃，一个在 800℃。但是在生产中，由于硬化方法、铸件尺寸、壁厚、金属类型、浇注时的压力等因素的影响，砂型的低强度区往往不明显。因此，整体表现出来的是残留强度很高，清砂十分困难。

水玻璃砂清砂不仅劳动强度大、效率低，而且 SiO_2 粉尘威胁工人的健康。大部分使用水玻璃砂的工厂由于清砂的问题一直影响正常的生产，因此改善水玻璃砂的出砂性是迫切需解决的问题。

2.6.5　旧砂再生回用困难

到目前为止，由于钠水玻璃砂残留强度高、溃散性差使得旧砂的再生问题还没有完全解决好。旧砂再生的困难在于难以去掉包覆在砂粒表面的钠化合物，这就增加了砂中 Na_2O 的含量，降低其耐火度，同时引起残留强度增加，恶化溃散性。目前旧砂再生的方法主要有两种：干法和湿法。采用干法（干摩擦法）再生，难以清除砂中碱分，而且脱膜率很低，不能达到很好的再生效果。湿法再生采用水循环擦洗可收到较好效果，但是因为增加砂烘干工序、废水处理等设备，导致设备投资大，而且水的循环使用和排放也还存在问题，因此还不能认为是令人满意的解决办法。利用热水、酸化水或者碱溶液可增加对钠水玻璃膜的溶解，但是，由于这些方法太复杂，尚未得到应用。采用超声波对砂浆（水的质量分数为 40%）处理，有学者认为可得到近似新砂的再生砂。因为利用超声波不仅能去掉旧砂表面的钠水玻璃膜，而且能够消除砂粒各种不平和凸起部分，使砂粒形状接近球形。

综上所述，把水玻璃砂可能产生的缺陷列于表 4.4-12，供铸造工作者参考。

表 4.4-12　水玻璃 CO_2 硬化砂可能产生的缺陷及防止措施

序号	产生问题	产生原因	防止措施
1	可使用时间太短	1）原砂烘干后没有冷却到室温 2）水玻璃的模数及密度过高 3）混砂时间过长 4）出砂后型砂保存不好	1）烘干的原砂应冷却到室温后使用 2）夏季应用低模数水玻璃 3）混砂时间应尽量短，混匀即可 4）混砂时加水 0.5% ~ 1.0%（质量分数） 5）出碾后型砂应在容器中保存，并用湿麻布盖好
2	吹不硬 （常在冬季、温度低于 10℃时发生）	1）型砂出碾后水的质量分数过高 2）水玻璃的模数和密度低 3）室温及砂温过低	1）选用模数和密度较高的水玻璃 2）将原砂烘干后使用 3）冬季原砂预热到 30℃左右 4）在混砂时加入硫酸亚铁（$w(FeSO_4)=0.5\%$左右）
3	黏模	1）型砂中含水量过高 2）模样表面的起模漆不适合	1）原砂应烘干后使用 2）水玻璃的密度应合适 3）模样表面涂耐碱的保护漆，如过氯乙烯漆、外用磁漆、聚氯酯漆 4）在起模漆表面再涂脱模剂

续表 4.4-12

序号	产生问题	产生原因	防止措施
4	表面稳定性差（表面粉化）	1）水玻璃的密度低 2）原砂的含水量过高 3）吹 CO_2 时间过长 4）水玻璃加入量太少	1）选用模数和密度合适的水玻璃 2）将含水量过高的原砂，烘干后使用 3）控制吹 CO_2 的压力和流量 4）适当增加水玻璃加入量
5	铸件气孔	1）型砂的残留水分高 2）砂型的出气孔扎得少或扎得太浅	1）采用经烘干的原砂 2）尽量降低水玻璃的加入量 3）多扎出气孔或采取其他有利排气的措施 4）必要时将砂型（芯）烘干
6	铸件黏砂	1）砂型表面没有舂实 2）原砂粒度太粗 3）涂料质量不好和涂刷操作不当	1）选用粒度较细的原砂 2）砂型（芯）要舂实 3）采用优质涂料或涂膏并注意涂刷质量 4）厚壁铸钢件采用铬铁矿砂或锆砂做面砂并刷涂料
7	出砂困难	1）水玻璃加入量过高 2）原砂的 SiO_2 含量偏低，微粉和泥分含量偏高	1）采用符合要求的原砂 2）尽量降低水玻璃加入量 3）采用溃散性好的改性水玻璃 4）加入合适的溃散剂 5）采用铬铁矿砂、锆砂配制面砂 6）采用优质涂料或涂膏

2.7 CO_2 水玻璃砂的新发展（VRH 法、复合硬化法）

2.7.1 VRH－CO_2 法

真空 CO_2 硬化法又叫 VRH－CO_2 法，或真空置换法（Vacuum Replacement Hardening Process），如图 4.4-16 所示。

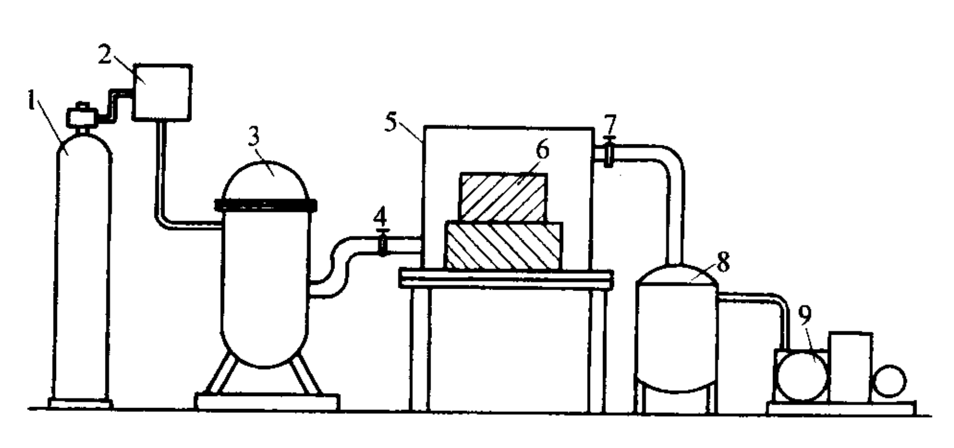


图 4.4-16 VRH－CO_2 法示意图

1—CO_2 液体瓶；2—汽化器；3—CO_2 储气瓶；4—阀；5—真空室；6—芯盒；7—三通阀；8—水、粉尘分离器；9—真空泵

真空置换硬化（VRH）法是近年来开发成功并已应用于生产的先进水玻璃砂工艺之一。VRH－CO_2 法由美国发明并申请专利，日本铸造研究者开发了 VRH－CO_2 成套生产设备，并成功的应用于铸造生产。其主要原理图如图 4.4-16 所示，把造好的水玻璃砂型（芯）连同砂箱或芯盒一道放入真空室 5 中，开启真空泵 9 及其通入真空室的三通阀 7，抽至预定的真空度后，关闭阀 7 及真空泵，接着打开通 CO_2 的气阀 4，使一定量的 CO_2 气体充入真空室，关闭阀 4，使水玻璃黏结剂和 CO_2 气体反应一段时间。然后开启三通阀 7 使真空室与大气连通，完成砂芯（型）的整个硬化过程。该工艺的两个技术关键是：

1）真空室内的真空度达到了或接近水的饱和蒸汽压，使铸型（芯）中的水分很快蒸发。使铸型的脱水率达到了质量分数 20%～30%，甚至达到质量分数 50%，有利于水玻璃黏结剂的物理硬化。

2）抽真空使得铸型（芯）中的空气得以排除，CO_2 气体非常容易的进入砂型的毛细孔中，与水玻璃黏结剂进行均匀有效的化学反应，因而得到的水玻璃凝胶胶粒细小，强度高。

VRH－CO_2 法工艺的主要特点是：

1）水玻璃加入量少。当型砂中水玻璃占原砂质量的 2.5%～3.5%时，抽真空后吹 CO_2，2 min 后的砂型强度可达 1～2 MPa，可以立即进行浇注。

2）型砂的流动性好，易于造型紧实。

3）能显著改善型砂的溃散性，尽管 VRH 法型砂比树脂砂的溃散性差些，但溃散性及旧砂再生性能比普通吹 CO_2 气水玻璃砂均能明显改善，可采用干法再生，再生回收率可达 90%以上。

4）能提高铸件质量。VRH 法实行先硬化后起模的工序，而且由于水玻璃加入量少，砂型（芯）在高温下变形减少，有利于提高铸件尺寸精度，同时硬化后的砂型（芯）水分含量低，铸件的气孔、针孔等缺陷相应减少。

5）降低了水玻璃和 CO_2 气体的消耗，提高经济效益。

其不足之处有：设备投资大，固定尺寸的真空室不能适应过大或过小的砂箱或芯盒。

由于水玻璃加入量减少，CO_2 消耗量降低，旧砂回用率提高，降低新砂耗量等因素，VRH 法与普通水玻璃 CO_2 工艺相比，每吨铸件可节约型砂费用 15%～20%。

2.7.2 复合硬化法

1）脉冲 VRH－CO_2 法　华中科技大学将脉冲吹气法应用于 VRH 之中，更加充分有效的发挥 VRH－CO_2 法的优势，进一步提高水玻璃砂的强度，节约原料的消耗。

试验配比：

原砂∶水玻璃（质量比）＝100∶2

原砂为大林标准砂，粒度为 50/100 筛号

水玻璃为铸造用水玻璃，模数为 2.3～2.5。

混砂工艺：

$$\text{原砂}+\text{水玻璃}\xrightarrow{\text{混碾 }1\sim2\text{ min}}\text{卸砂}$$

图 4.4-17 是 VRH 脉冲装置示意图。

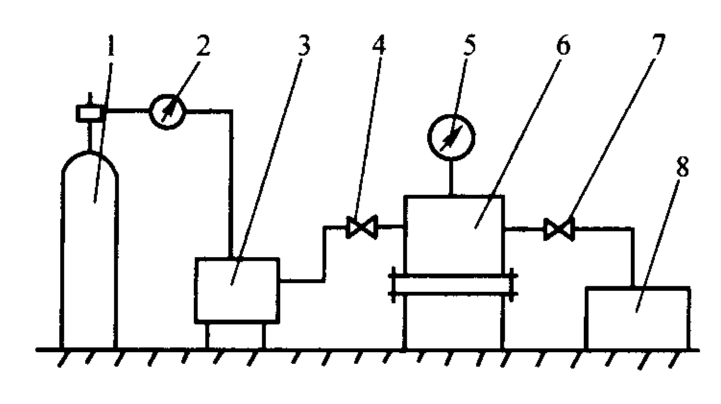


图 4.4-17 VRH 脉冲装置示意图

1—CO_2 气瓶；2—流量计；3—脉冲装置；4、7—阀门；5—真空计；6—真空室；8—真空泵

表 4.4-13 是脉冲 VRH 法与普通 VRH 法的型砂抗压强度比较。脉冲 CO_2 - VRH 法的强度比普通 VRH 法高许多。采用脉冲 VRH 法时，硬化室内真空度变成阶梯式下降，CO_2 在每一相应递减的真空条件下都有一小段停留的时间，使其物理 - 化学的硬化反应更加充分有效，从而提高了强度。

表 4.4-13 脉冲 VRH 法与普通 VRH 法的型砂抗压强度比较 MPa

通 CO_2 方法	压力			
	0.02	0.04	0.060	0.080
普通 VRH 法	0.133	0.200	0.230	0.180
脉冲 VRH 法	0.150	0.270	0.330	0.450

注：真空室的真空度为 0.098 MPa。

2）加热真空硬化法 加热 VRH 主要是将真空室的温度提高，使得在抽真空时真空室内的砂型不会过冷，同时在加热状态下 CO_2 的反应速率也得到了很大的提高，因此该工艺可以较大的提高水玻璃砂的强度。清华大学在实验室试验了芯盒加热的 HRH 法。其配方如下。

原砂：大林标准砂，粒度为 50/100 筛号

水玻璃：质量分数为 2.5%

试验结果见表 4.4-14。从表中可以看出在水玻璃加入量相同的情况下，用 HRH 法制芯的即时抗拉强度比热芯盒和 VRH 法都高许多。尽管加热温度比热芯盒下降了 100℃，而且硬化时间可以缩短很多，即使硬化时间是最小的 1 min，试样的抗拉强度也比 VRH 高很多。该法最大的优点在于对抽真空强度和速度的要求都降低，设备比 VRH 法简单，砂型强度高。

表 4.4-14 三种制芯工艺试验强度对比

硬化方法	加热温度/℃	硬化时间/min	即时抗拉强度/MPa
热芯盒	200	2	1.21
VRH	室温	3	0.11
		2	0.10
HRH	100	3	1.79
		2.5	1.42
		2.0	1.36
		1.5	1.12
		1.0	1.02

3 有机酯水玻璃自硬砂

有机酯水玻璃自硬砂的黏结效率较高，使得水玻璃砂中的水玻璃加入质量分数降至 2.5% ~ 3.5%，较大地改善了水玻璃砂的溃散性和旧砂的回用性。有机酯硬化水玻璃工艺所需设备比较简单，投资少、上马快。除此之外，其主要优点有：

1）水玻璃硬化用有机酯是低毒性、低黏度、成分均匀的有机液体，对环境污染少。

2）硬化剂定量容易、使用方便、易与水玻璃形成均一的混合物。

3）水玻璃有机酯型砂强度高，而且黏结剂加入量明显减少，提高了型（芯）砂的流动性和耐火度，可明显改善铸件的表面质量。

3.1 工艺原理

有机酯水玻璃自硬砂的硬化过程可分为如下三个阶段。

第一阶段，有机酯在碱性水溶液中发生水解，生成有机酸或醇。这个阶段的长短取决于有机酯与水玻璃的互溶性和水解速度，它决定了型砂的可使用时间的长短。化学反应通式如下

$$R-COOR' + xH_2O \xrightarrow{OH^-} RCOOH + R'OH \quad (4.4\text{-}3)$$

第二阶段，有机酯和水玻璃黏结剂反应，使水玻璃模数升高，且整个反应过程为失水反应，当反应时水玻璃的黏度超过临界值，型砂便失去流动性而固化。化学反应通式如下

$$Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O + xRCOOH \rightleftharpoons (1-x/2)\ Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot (n+x/2)\ H_2O + xRCOONa \quad (4.4\text{-}4)$$

以上两步总的反应式为

$$xRCOOR' + Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot nH_2O + xH_2O \rightleftharpoons (1-x/2)\ Na_2O \cdot mSiO_2 \cdot (n+x/2)\ H_2O + xR'OH + xRCOONa \quad (4.4\text{-}5)$$

第三阶段，水玻璃进一步失水硬化。

由于反应产物的有机盐一般为结晶水化物，而生成的醇也要吸收溶剂水，再加上挥发失水，有机酯能使水玻璃模数-浓度升高到临界值以上，即可促进固化。有机酯加入量一般为水玻璃重量的 10% ~ 12%，水玻璃模数偏低的有机酯加入量取上限，水玻璃模数偏高的有机酯加入量取下限。

通常，有机酯的加入量只需水玻璃加入量的 10%，但实际生产时，还应根据水玻璃模数、浓度、有机酯的种类及纯度等因素作必要的调整。如：对于厚大型（芯）应适当增加酯的加入量，并推迟铸型的脱模时间。

3.2 对原材料的要求

有机酯水玻璃自硬砂的原材料一般包括原砂、水玻璃黏结剂、有机酯硬化剂三种。

有机酯硬化水玻璃砂工艺原砂的要求较高：颗粒为多角形或圆形（角形因数小于 1.35），粒度集中在相邻的四个筛号上；泥的质量分数小于 0.5%，水的质量分数小于 0.8%；用于生产铸钢件原砂的 SiO_2 的质量分数大于 97%、生产铸铁件的质量分数大于 90%；原砂的耗酸量小于 0.5 mL；新砂的灼烧减量的质量分数小于 0.5%，再生砂的灼烧减量的质量分数小于 1.5%。因此，天然的原砂通常很难满足上述要求，一般要采用水洗砂或擦洗砂。水洗砂或擦洗砂通常经脱水、干燥、冷却至室温，用塑料袋封装待用。

水玻璃黏结剂要求采用杂质含量低的较高等级水玻璃，模数为 2.2 ~ 2.9、浓度为 47 ~ 53°Be′。对于中小铸件，采用新砂时，春天和秋天可选用模数为 2.5 ~ 2.6 的水玻璃、夏天可选用模数为 2.2 ~ 2.3 的水玻璃，冬天可采用模数为 2.8 ~ 2.9 的水玻璃，再配合有机酯硬化剂调整水玻璃砂的硬化速度和可使用时间。对于生产大型铸件，则要根据对水玻璃砂的硬化速度和可使用时间的要求，采用低模数水玻璃或慢速硬化剂。当采用再生水玻璃砂时（尤其是干法再生砂），则要使用模数小于 2.0 的超低模数水玻璃。

对有机酯硬化剂的质量要求，目前还没有统一的质量检测标准，通常希望其中的杂质或无效成分越少越好。一些资料中建议质量指标为含水率、游离酸率、水不可溶率、凝胶化时间等；一些有机酯硬化剂的生产厂家将密度、黏度、皂化值等作为质量指标。一般，有机酯硬化剂的生产厂家都可

生产硬化速度慢、中、快不同的硬化剂，有的厂家还有超快、超慢硬化剂产品。使用工厂可根据实际使用要求和天气的变化，调配所需的硬化剂。例如：用“50%慢酯＋50%中酯”可配成“慢－中”硬化速度的硬化剂。

3.3　混合料配比及其混制工艺

3.3.1　常用的型砂配方

典型的有机酯硬化水玻璃砂的配方（质量比）：原砂（海城擦洗砂或福建水洗海砂，40/70 筛号）100，水玻璃（$m=2.2\sim2.8$，47～53°Be′，）3，有机酯（快、中、慢硬化速度）0.3。为了降低水玻璃的加入量（使水玻璃的加入量达质量分数为3%或更低），原砂必须采用擦洗砂，原砂的含泥量应少于0.5%（质量分数）、圆度系数高的原砂，其强度更高。降低原砂的质量，将使水玻璃的加入量增加，才能获得相同的型砂强度。例如：如采用长沙砂（与采用海城砂相比），相同的强度要求，水玻璃加入质量分数要达3.5%以上（而海城砂的水玻璃加入质量分数只需约3%）。表4.4-15为典型的有机酯硬化水玻璃特种砂的配比及强度性能。

水玻璃的加入量，除了与原砂的质量有很大关系外，还与用户对型砂的强度要求有关。当水玻璃的加入质量分数为3%时，海城擦洗砂24 h的终硬化（抗压）强度，可达1.8～2.0 MPa，完全可以满足一般的使用要求，如果还希望更高的终硬化强度，则需要增加水玻璃的加入量。应该特别注意的是，在保证足够的使用强度的前提下，应尽量降低水玻璃的加入量，以改善水玻璃砂的溃散性和旧砂的再生回用性能。

水玻璃的模数和有机酯硬化速度（快、中、慢）的选择，要视天气的温度和湿度、合型浇注时间等确定。天气的温度越高，水玻璃的模数应选择更低、其有机酯也应该选择慢酯；反之，天气的温度越低，水玻璃的模数应选择更高、其有机酯也应该选择快酯。具体的水玻璃模数及硬化剂的种类，应根据现场的实际情况测试后选定。

有机酯水玻璃砂，通常造型8～12 h后，即可合型浇注。湿度较低时（秋、冬天），造型至合型浇注的时间可以长一些（数天）；但湿度较高的季节（春、夏天的雨天），应尽量缩短铸型（芯）的停放时间，以免铸型（芯）吸湿回潮而使其表面强度下降。

而当采用再生砂（或回用旧砂）造型制芯时，水玻璃的模数及有机酯硬化速度的选择都有很大的不同，水玻璃和硬化剂的加入量也要作一定的调整。

表4.4-15　有机酯硬化水玻璃特种砂的配比及强度性能

配比（质量比）				初期强度/MPa					终强度/MPa	环境条件	
锆砂	铬铁矿砂	有机酯①	水玻璃 $M=2.3$	32 min	45 min	1 h	1.5 h	3 h		温度/℃	相对湿度/%
100	—	0.2	1.5	0.11	0.16	0.20	0.58	0.86	4.27	7.5	64
—	100	0.2	1.7	0.02	0.07	0.18	0.33	0.77	4.10	7.5	64

① MDT—902　3份，MDT—Q调节酯1份

3.3.2　混砂工艺

有机酯硬化水玻璃砂的混砂工艺一般为：在原砂中先加有机酯混均，然后再加水玻璃混均直至卸砂。如将加有机酯和加水玻璃的次序颠倒（即在原砂中先加水玻璃混均，再加有机酯混均），则水玻璃砂的强度会降低20%～30%。有机酯与水玻璃同时加入也会降低水玻璃型砂的黏结强度。

根据工厂的设备和条件情况，有三种混砂工艺供选择。

（1）采用球形混砂机混碾

对于一些小型芯（一般小于50 kg），采用球形快速混砂机非常合适。球形快速混砂机具有混碾速度快、时间短、效率高的优点。一般在十几秒到几十秒钟就可以混制完毕。而且混制发热量大，有利于型砂的快速硬化，因此，对于小件，用这种工艺比较合适。采用球形混砂机的混碾工艺见图4.4-18所示。

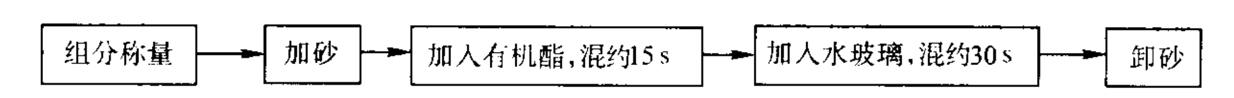


图4.4-18　采用球形混砂机的混碾工艺

（2）用连续式混砂机混制

对于大批量生产或者生产大型铸件的型（芯），通常需要采用连续式混砂机混砂。用连续式混砂机混制自硬砂，效果好、速度快、能够现混现用，避免了型砂超出可使用时间，因此，对于大件和大批量生产比较合适。但为了达到混砂均匀的目的，采用连续式混砂机时，也应有足够的混砂时间。

（3）普通碾轮式混砂机

在没有连续式混砂机的情况下，也可采用普通的碾轮式混砂机来混碾有机酯水玻璃砂，其混碾的工艺如图4.4-19所示。

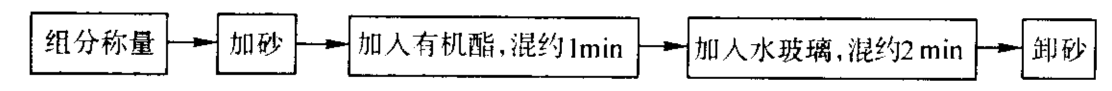


图4.4-19　用碾轮式混砂机混碾有机酯水玻璃砂的工艺

混制的时间以混碾均匀为宜，一般整个时间为3～5 min。出砂后一般尽快用完，不能超过型砂的可使用时间，否则型砂就会报废。由于碾轮式混砂机的混砂时间较长、混后余砂的清理不便，故采用碾轮式混砂机混制酯硬化水玻璃砂的工厂很少，通常是在试验或试制阶段少量采用，批量或大规模生产时不建议采用。

3.4　型砂性能特点及其影响因素

3.4.1　型砂性能特点

酯硬化水玻璃砂工艺的水玻璃加入量可降至为3.0%～3.5%（质量分数），甚至达到1.8%～2.5%，其溃散性比普通 CO_2 水玻璃砂工艺大为改善。型砂的硬化终强度、硬化速

度（即硬透性）、高温残留强度（溃散性）等参数是衡量其性能好坏的主要指标。影响水玻璃砂的硬化强度、硬化速度、残留强度的主要因素有：水玻璃的模数、浓度及加入量，原砂的质量，环境湿度和环境湿度，混砂工艺，浇注温度和保温时间等。通常，酯硬化水玻璃砂工艺的性能特征表现为：

1）水玻璃的模数越高，硬化速度越快，硬化初期的强度较高，但型砂的终强度较低。

2）水玻璃的加入量越大、其浓度越高，其常温硬化强度越高，但其残留强度也越高（即溃散性越差）。

3）环境温度越高，硬化速度越快，达到最高硬化强度的时间越短。

4）环境湿度的影响具有两面性：环境湿度增加，初始硬化速度加快、初始硬化强度有所增加；但硬化终强度有所下降，铸型的表面稳定性下降。

5）固化剂的种类对水玻璃型砂的硬化速度和硬化强度有决定性的影响：快、中、慢固化剂，对应着水玻璃型砂的快、中、慢硬化速度；但通常由慢固化剂获得的型砂的终硬化强度较高，而由快固化剂获得的型砂的终硬化程度较低。

6）原砂的品质和种类对酯硬化水玻璃型砂的常温强度和残留强度也有很大影响。

由于水玻璃黏结剂具有老化现象，如对水玻璃进行物理或化学改性处理，可以消除或减轻水玻璃的老化现象，从而进一步提高水玻璃砂的黏结强度和使用性能（经改性后的水玻璃，其加入质量分数可降低至2.0%～3.0%）。但总体上看，改性水玻璃与普通水玻璃的性能趋势是相同的，且从实际应用来看，酯硬化水玻璃砂最重要的性能为常温强度和残留强度。下面就以改性水玻璃为主（结合普通水玻璃），讨论影响酯硬化水玻璃砂常温强度和残留强度的因素。

3.4.2 影响酯硬化水玻璃砂强度的因素

足够的硬化（终）强度是铸造合格铸件的基本保障。提高水玻璃砂硬化强度的措施有：增加水玻璃加入量、降低水玻璃模数、较小的环境湿度、采用改性水玻璃黏结剂、采用高品质的原砂等。

1）水玻璃模数的影响　水玻璃模数的影响如图4.4-20、图4.4-21所示（环境温度约5℃，环境湿度85%；各组分的加入量为砂重的百分比）。从图中可以看出，水玻璃模数高，硬化速度快，终强度低，溃散性好；而水玻璃模数低，硬化速度慢，终强度高，但溃散性较差；改变硬化剂的类型（快、中、慢酯等）也可改变硬化速度、终强度和残留强度（溃散性）。

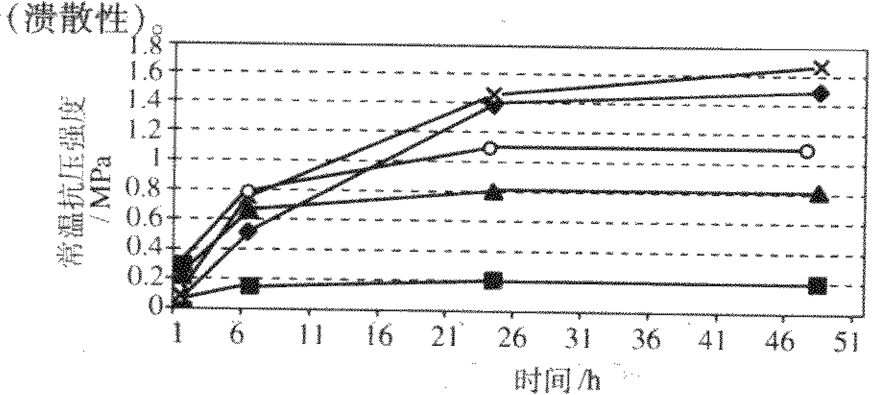


图4.4-20　水玻璃模数对常温抗压强度的影响

-◆-：质量分数为3.0%的普通水玻璃Ⅰ（$M\approx2.2$，≈50°Be'），质量分数为0.30%的快酯，40/70筛号岳阳砂；

-○-：质量分数为3.0%的普通水玻璃Ⅱ（$M\approx3.0$，45°Be'），质量分数为0.30%的快酯，40/70筛号岳阳砂；

-▲-：质量分数为3.0%的普通水玻璃Ⅱ（$M\approx3.0$，45°Be'），质量分数为0.30%的慢酯，40/70筛号岳阳砂；

-×-：质量分数为3.0%［质量分数85%的普通水玻璃Ⅰ+15% DFH1改性剂］，质量分数为0.30%快酯，40/70筛号岳阳砂；

-■-：质量分数为3.0%［质量分数85%的普通水玻璃Ⅱ+15% DFH1改性剂］，质量分数为0.30%的慢酯，40/70筛号岳阳砂

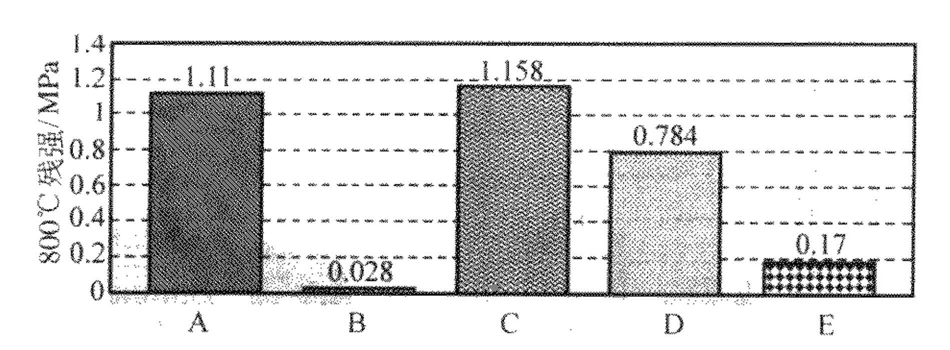


图4.4-21　水玻璃模数对水玻璃砂高温残留强度的影响（800℃残留强度）

A：质量分数为3.0%普通水玻璃Ⅰ（$M\approx2.2$，50°Be'），质量分数为0.30%快酯，40/70筛号岳阳砂；

B：质量分数为3.0%普通水玻璃Ⅱ（$M\approx3.0$，45°Be'），质量分数为0.30%快酯，40/70筛号岳阳砂；

C：质量分数为3.0%普通水玻璃Ⅱ（$M\approx3.0$，45°Be'），质量分数为0.30%慢酯，40/70筛号岳阳砂；

D：质量分数为3.0%［85%普通水玻璃Ⅰ+15% DFH1改性剂］，质量分数为0.30%快酯，40/70筛号岳阳砂；

E：质量分数为3.0%［85%普通水玻璃Ⅱ+15% DFH1改性剂］，质量分数为0.30%慢酯，40/70筛号岳阳砂

2）原砂的影响　原砂的影响如图4.4-22、图4.4-23所示（环境温度28℃，环境湿度85%；各组分的加入量为砂重的百分比；水玻璃$M\approx2.2$，≈50°Be'）。结果表明：原砂的不同，对水玻璃砂的硬化强度和溃散性有巨大影响。其24 h硬化强度的次序为“大林砂＞平潭砂＞东山砂＞都昌砂＞海城砂”，大林砂的终硬化强度最高，残留强度的次序为：“东山砂＞大林砂＞海城砂＞平潭砂＞都昌砂”，都昌砂的残留强度最小（溃散性最好）。

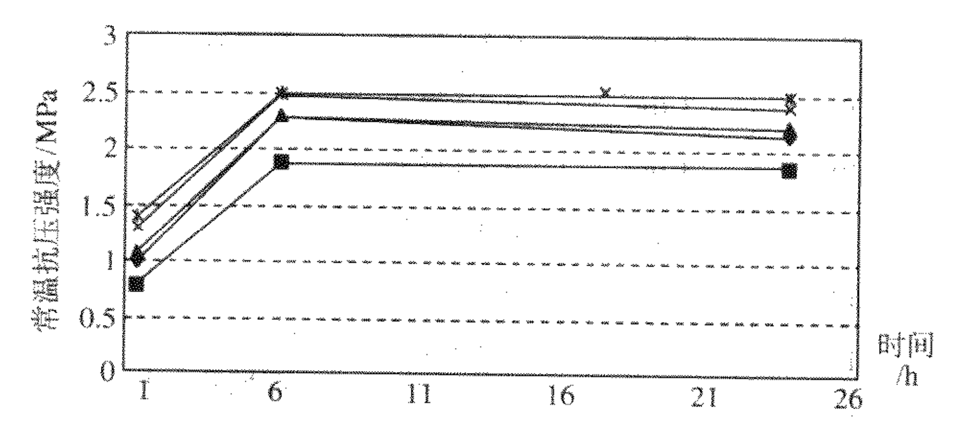


图4.4-22　原砂种类对水玻璃砂常温强度的影响

-◆-：质量分数为3.0% DFH1改性水玻璃，质量分数为0.3%商品酯1#，50/100筛号都昌砂

-■-：质量分数为3.0% DFH1改性水玻璃，质量分数为0.3%商品酯1#，50/100筛号海城砂

-▲-：质量分数为3.0% DFH1改性水玻璃，质量分数为0.3%商品酯1#，50/100筛号东山砂

-×-：质量分数为3.0% DFH1改性水玻璃，质量分数为0.3%商品酯1#，50/100筛号平潭砂

-※-：质量分数为3.0% DFH1改性水玻璃，质量分数为0.3%商品酯1#，50/100筛号大林砂

3）不同温度、湿度的影响　不同温度、湿度的影响见表4.4-16。从表4.4-16中可以看出：不同环境温度和湿度，对水玻璃砂的硬化速度及硬化终强度有巨大影响。应该根据不同的环境温度，采用快、中、慢固化剂来调节水玻璃砂的硬化速度。在相同环境温度条件下，湿度越大，通常24 h的硬化强度（终强度）下降。

3.5 酯硬化工艺主要装置

自硬型的酯硬化水玻璃砂生产系统组成较为简单，基本上由混砂机、振动台、辊道输送机等组成，必要时配备翻转起模机和合箱机，形成自硬型（芯）生产线。小型（芯）制作采用球形混砂机；中大件型（芯）采用连续式混砂机。

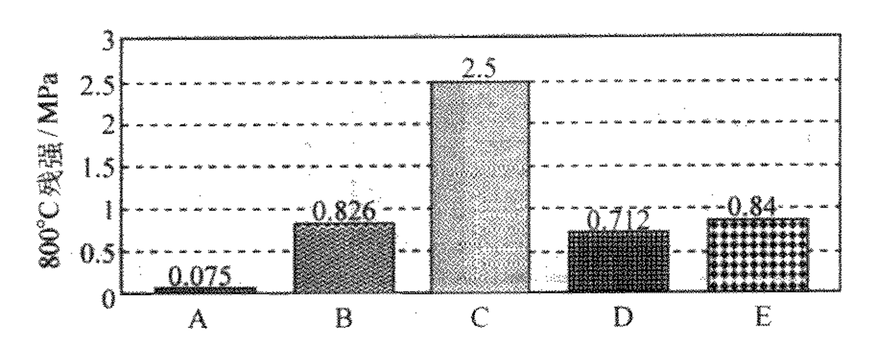


图 4.4-23 原砂种类对水玻璃砂高温残留强度的影响
（800℃残留强度）

A：质量分数为 3.0% DFH1 改性水玻璃，质量分数为 0.3% 商品酯 1#，50/100 筛号都昌砂

B：质量分数为 3.0% DFH1 改性水玻璃，质量分数为 0.3% 商品酯 1#，50/100 筛号海城砂

C：质量分数为 3.0% DFH1 改性水玻璃，质量分数为 0.3% 商品酯 1#，50/100 筛号东山砂

D：质量分数为 3.0% DFH1 改性水玻璃，质量分数为 0.3% 商品酯 1#，50/100 筛号平潭砂

E：质量分数为 3.0% DFH1 改性水玻璃，质量分数为 0.3% 商品酯 1#，50/100 筛号大林砂

图 4.4-24 是采用球形混砂机组成的造型生产线。酯硬化水玻璃砂由球形高速混砂机 2 混制后，经回转带式给料机 3 送至造型升降台的砂箱内造型。砂箱填满后与模板一起推至辊道 5 上进行硬化，硬化以后用桥式起重机将砂箱起模吊走至合箱浇注处进行下芯与合型。模板经电动平车 6 转运到辊道 7，进行清理，并用桥式起重机将空砂箱放上，再送至驱动辊道 8 和电动平车 9 上，运至造型升降台处造型。该线的特点是设备结构简单，而且数量少。它用于生产 5 t 以下的铸铁件。

图 4.4-25 是采用连续混砂机组成的一种酯硬化水玻璃自硬砂的生产线（类似于自硬树脂砂生产线）。它适合于批量生产，中大型生产规模。以连续混砂机为主体，配备起模翻转机、振实台，并配以机动或手动辊道等设施，组成机械化程度较高的生产线。

图 4.4-26 是封闭式酯硬化水玻璃砂制芯生产线，它由斗式提升机、连续混砂机、振动紧实台、辊道、加热罩等组成。制芯用（新）砂由斗式提升机提至砂斗，经连续式混砂机混制的芯砂加入芯盒后振动紧实，紧实刮平后的芯盒在环式辊道上停留 5～15 min 后取模，在气温较低的天气（如冬天）可经加热罩加热（以加快酯硬化水玻璃砂的硬化速度）后取模，取模后的型芯放在型芯架上进一步硬化（8～24 h 后）待用。

表 4.4-16 不同温度、湿度下改性水玻璃砂性能

序号	型砂配方（质量分数）			环境		抗压强度/MPa			
	改性水玻璃黏结剂	硬化剂	原砂	温度/℃	湿度/%	σ_{1hr}	σ_{6hr}	σ_{24hr}	$\sigma_{800℃}$
6	3.0%	0.3%中酯	都昌砂	16	87	0.64	1.89	2.50	0.87
7	3.0%	0.3%中酯		16	95	0.56	1.52	1.81	0.23
8	3.0%	0.3%慢酯		21	88	1.05	2.446	>2.5	0.80
9	3.0%	0.3%慢酯		26	94	0.67	1.89	2.45	0.25
10	3.0%	0.3%慢酯		29	85	0.85	1.98	>2.5	0.78
11	3.0%	0.3%中酯	海城砂	8	85	0.07	0.72	1.45	0.80
12	3.0%	0.3%中酯		18	93	0.6	1.62	1.88	0.98
13	3.0%	0.3%慢酯		23	83	0.64	1.88	2.35	0.99
14	3.0%	0.3%慢酯		28	78	0.66	1.88	2.46	1.12
15	3.0%	0.3%慢酯		28	92	0.68	1.72	1.83	1.52
16	3.0%	0.3%慢酯		30	85	0.89	2.03	2.5	1.72

注：各组分的加入量为砂重的百分比；水玻璃 $M = 2.2 \sim 2.3$，50°Be′

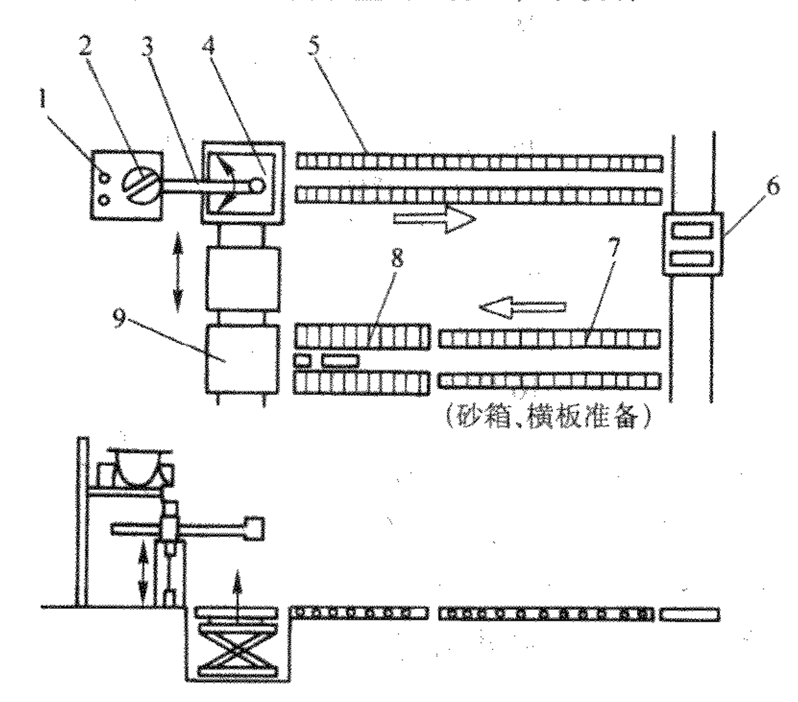


图 4.4-24 由球形混砂机组成的水玻璃自硬砂造型生产线
1—水玻璃和硬化剂容器；2—球形混砂机；3—回转带式给料机；4—升降工作台；5、7—辊道；6，9—电动平车；8—驱动辊道；9—砂斗

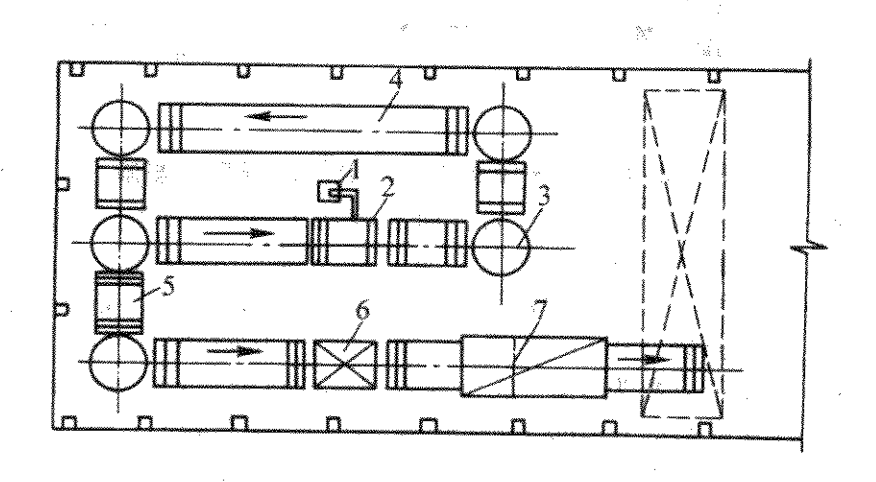


图 4.4-25 采用连续混砂机组成的酯硬化水玻璃自硬砂的生产线平面布置图
1—连续式混砂机；2—振动紧实台；3—转台；4—辊道；5—翻箱机；6—涂料机；7—烘炉

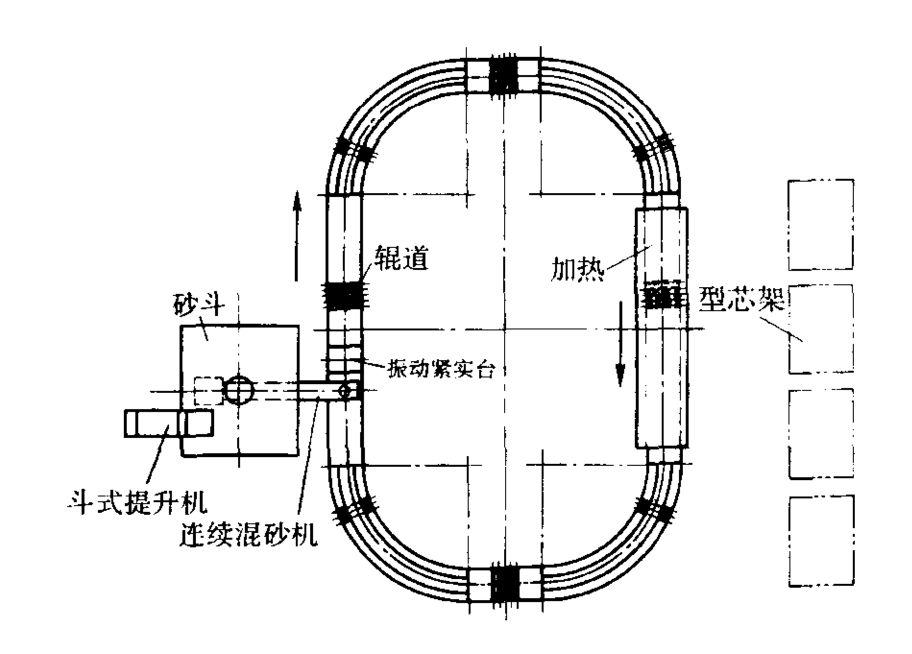


图 4.4-26 封闭式酯硬化水玻璃砂制芯生产线

对于采用“面砂－背砂”制（即用新砂或湿法再生砂作面砂，而用干法再生砂作背砂）的酯硬化水玻璃砂工艺的用户，可使用两台混砂机分别混制面砂和背砂，组成生产流水线。这种生产线适用于大批大量生产。

与黏土砂工艺相比，酯硬化水玻璃砂的造型工艺及装备简单（这与自硬树脂砂工艺很相似）。但要完成流水式工业生产，必须很好地解决酯硬化水玻璃旧砂的再生回用问题，水玻璃旧砂再生是水玻璃砂工艺的重要组成部分，将在第5节专门讨论。

3.6 型砂常见缺陷及其防止措施

有机酯硬化的水玻璃砂使用中的常见缺陷及其防治措施见表4.4-17。

表 4.4-17 有机酯硬化的水玻璃砂使用中的常见缺陷及其防治措施

序号	缺陷的表征	产生原因	防止措施
1	可使用时间短（常发生在夏天的高温季节），砂型强度低，型（芯）表面发酥	1）水玻璃模数太高 2）所用有机酯不合适（硬化速度过快） 3）混砂时间过长 4）原砂温度太高 5）生产组织和混砂设备不配套	1）采用较低模数的水玻璃 2）采用硬化速度慢的有机酯 3）缩短混砂时间 4）给原砂冷却降温、不使用热砂 5）调整生产节奏，在可使用时间内完成造型、制芯
2	硬化速度太慢（常在冬天的低温季节出现）	1）水玻璃模数太低 2）所用有机酯不合适（硬化速度太慢） 3）原材料的温度太低	1）采用较高模数的水玻璃 2）采用硬化速度快的有机酯 3）预热原砂、水玻璃、模板等 4）提高生产环境下的温度
3	砂型（芯）产生蠕变、塌落	1）型砂配比不合适，硬化反应不完全 2）原砂水分过高 3）原材料定量不准、定量失控 4）水玻璃、有机酯质量失控，如：水玻璃的模数偏低，有机酯的加入量不足、杂质含量大等	1）调整配比，增加有机酯加入量，或提高水玻璃的模数 2）加强对原材料质量的检测和监控，不用不合格的原材料 3）加强对混砂机定量系统的监控，保证原材料加入量的定量准确 4）注意小试样强度性能测试时的假象（受空气中 CO_2 和风干的影响）
4	黏模	1）模具表面油漆不合适 2）起模时砂型（芯）的强度太低	1）模具表面涂刷不被有机酯重溶的油漆，如树脂漆等 2）待砂型（芯）硬化强度更高后起模
5	铸件冲砂、夹砂	1）浇注系统设置不当 2）砂型（芯）强度太低 3）浇道及砂型中有浮砂	1）设置浇注系统时不使金属液直接冲击砂型（芯），在直浇道底部垫耐火砖片 2）大、中铸件浇注系统采用耐火砖 3）调整型砂配比，提高砂型（芯）的强度，加强造型操作管理 4）合型前吹净浇道和型腔中的浮砂
6	铸件表面黏砂	1）涂料质量差，涂层薄 2）砂型紧实率度低 3）砂型强度低，表面发酥 4）造型材料耐火度不高	1）选用质量好的涂料，涂刷到规定的厚度 2）提高砂型紧实度，舂砂操作在型砂的可使用时间内完成 3）加强配砂和造型工序的质量管理控制 4）在铸件热节大、散热条件差的部位使用特种砂（如铬铁矿砂等）
7	铸件气孔	1）原砂水分含量高 2）型砂混合不均匀，局部水分高 3）砂型吸湿	1）加强原材料质量检测，严禁使用湿原砂 2）加强设备维修管理，确保运转正常 3）选用混砂功能好的设备 4）采取防止砂型（芯）回潮吸湿的措施，采用热风烘干原砂工艺
8	残留强度偏高	1）水玻璃加入量过高 2）原砂质量不合格、易烧结	1）尽量降低水玻璃加入量，采用高质量原砂 2）采用改性水玻璃 3）加溃散剂

4　微波硬化水玻璃砂

4.1　微波硬化的工艺原理及型砂性能

微波加热的原理是具有极性的物质在交变的微波电场作用下，分子产生高频振荡而形成分子间强烈的内摩擦，系统内能增加，温度升高。这种加热方式与普通辐射、传导、对流换热方式有本质差别。微波加热不同于一般的由外部热源通过辐射由表及里的传导式加热，它是材料在电磁场中由于介质损耗而引起体积加热。作为一种节能、高效、清洁、便捷的加热方式，微波加热已在民用和一些工业领域中得到应用。这种加热方式具有一系列显著优点：加热效率高节省能源；加热速度快，能适应现代化大生产需要；“体积加热”和“湿度拉平效应”使得型芯内外受热均匀；能量在清洁的环境和状态下转化，对环境无污染；加热设备简单，易于操作和维护。

微波硬化水玻璃几乎全是物理过程，水玻璃吸收微波能后，硅酸分子和水分子高速振荡，温度迅速上升。同时胶粒热运动也加剧，发生凝聚，进而产生凝胶颗粒，使硅酸缩合，形成链状结构；然后链结构继续脱水缩合，最后硬化形成高强度的网状结构。由于微波以体积方式加热，水玻璃各部分同时均匀升温，水分由里向外充分迁移，水玻璃凝聚快且各处速度一致，因此，微波硬化水玻璃表面平整，胶粒紧密细小，大小均匀。因此它具有与普通炉窑式烘干相似，有较高的抗拉强度，但其固化速度却远远快于炉窑式烘干，经测试微波加热固化比炉窑烘干快 10～15 倍。固化速度加快可大幅度提高生产率并降低能耗；不需大量模具（芯盒）即可实现加热固化后脱模以获得高精度型芯；可按型芯随制随用组织生产，有效避免型芯受潮。

图 4.4-27 为微波硬化的水玻璃砂强度性能和 CO_2 硬化水玻璃砂的强度性能的比较。可以看出，微波硬化的水玻璃砂常温强度比 CO_2 水玻璃砂要高，残留强度很低，有利于型砂的溃散。微波硬化的水玻璃砂由于是物理加热硬化，因此型砂有较大的吸潮性，一般在硬化后很快浇注，以保证铸件的质量。

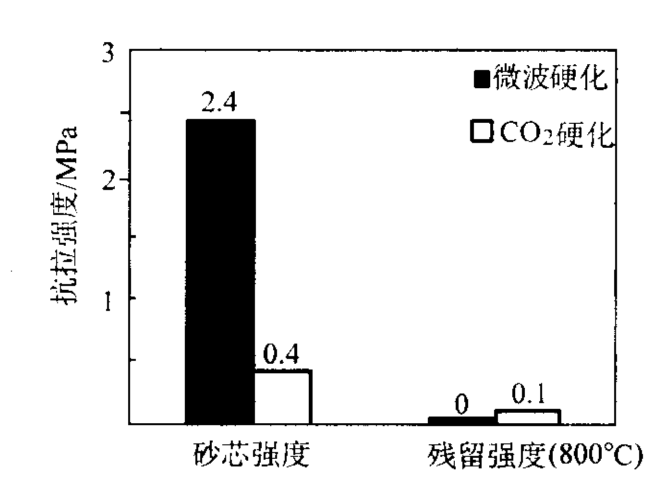


图 4.4-27　微波硬化水玻璃型砂性能比较
（微波硬化的水玻璃加入质量分数为 2.5%，CO_2 硬化的水玻璃加入质量分数为 5%）

4.2　微波硬化水玻璃砂典型设备

目前微波硬化水玻璃砂在国内实际使用的不多。国内某机车车辆厂铸钢分厂采用微波硬化水玻璃砂生产线，取得了较好的效果。图 4.4-28 是生产线的布置图。

其主要生产设备是工业微波炉，功率根据生产能力可调（20～40 kW），砂箱可以在辊道或带式输送下通过微波干燥区。

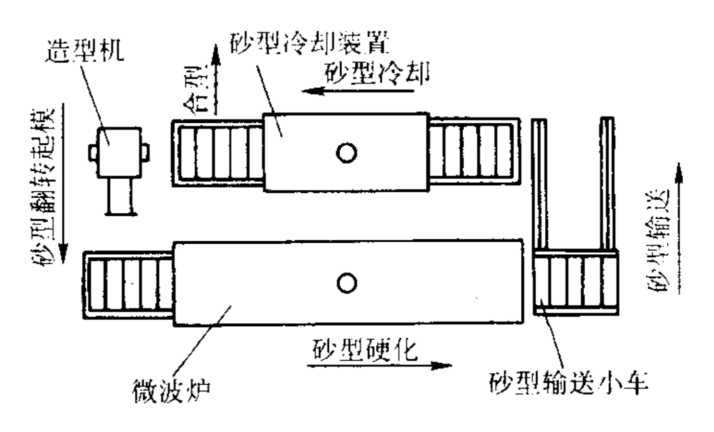


图 4.4-28　微波硬化水玻璃砂造型工艺流程布置图

4.3　微波硬化水玻璃砂展望

微波加热水玻璃砂工艺是一种高效、低耗、优质、清洁的先进工艺，得到的水玻璃型砂强度高、溃散性好、硬化速度快。绿色环保型的水玻璃黏结剂与高效节能的微波加热有机结合，赋予了水玻璃砂新的生命力。

但微波硬化法也有它的局限性以至于限制了它在实际工程中的应用。具体表现为：①大功率、大容积的工业微波炉价格昂贵，微波炉的电－微波功能转换效率不高，能量消耗量较大。②微波硬化的水玻璃砂吸湿性较大，在我国南方地区难以推广。③微波炉不能使用金属模具和金属砂箱，也不宜使用含水量高的木模。所以必须开发水玻璃砂微波硬化的适用模具和砂箱。

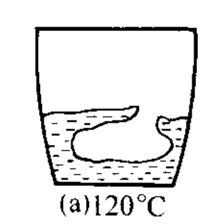
5　水玻璃旧砂的再生回用

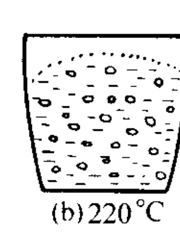
5.1　水玻璃旧砂的性能特征

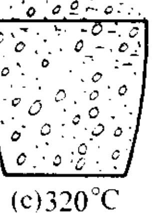
大量的实践和研究结果表明、水玻璃旧砂具有如下的性能特征。

1）水玻璃旧砂砂粒上的残留黏结膜在高温浇注后不能燃烧分解，而是形成一种低熔点的硅酸钠胶牢固地黏附在砂粒表面，使得干法再生（对旧砂粒进行机械碰撞、摩擦处理）水玻璃旧砂的脱膜效率较低。由于铸件浇注温度及铸型砂铁比的不同，铸型中各部位型砂的受热温度大不相同，也使得浇注后不同受热温度的旧砂粒上残留黏结剂所表现出的性能有较大差异，从而影响旧砂干法再生的难易程度。

将酯硬化水玻璃黏倒入小坩埚内进行不同温度的加热试验。将一定量的水玻璃与有机酯一起按 10∶1 的质量混合均匀，然后倒入多个小坩埚内硬化；硬化 48 h 后，倒去小坩埚中的残留液（水及酯等），再将小坩埚放入干燥瓶中；数天后，将装有完全硬化并干燥后的水玻璃黏结剂的小坩埚，分别在 120℃、220℃、320℃、420℃、520℃、620℃下加热保温，观察小坩埚中水玻璃黏结剂的变化。结果发现，经不同温度加热保温 20 min后的水玻璃黏结剂的结构变化很大，如图 4.4-29 所示。





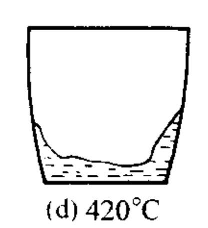


图 4.4-29　酯硬化水玻璃黏结剂（膜），经不同温度加热后的变化示意图

经 120℃加热后的黏结剂膜与未加热的黏结剂膜相比变化不大，黏结剂膜仍具有弹塑性；经 220℃、320℃加热后的黏结剂膜，体积明显膨胀，变成了“多孔海棉状”结构的白色物质，且加热温度越高、孔隙率越大（这可能是黏结剂中

的结晶水或有机物受热挥发所致)；当加热温度大于 420℃后（420℃、520℃、620℃），黏结剂膜变成了玻璃状物质（颜色由 420℃的褐黑色变为 620℃的灰白色，玻璃状结构可能是由于硬化的水玻璃受高温后熔化的结果）。

因此，不同受热温度的水玻璃旧砂，具有不同的再生难易程度。采用干法再生时，受热 220℃以下或 420℃以上的水玻璃旧砂都具有较大的再生脱膜难度。

2）旧砂块破碎后，旧砂粒表面上的残留硅酸钠胶、硅酸盐等具有很强的吸湿性，使得水玻璃旧砂很易回潮，其干法再生的效果较差，干法再生前对旧砂进行加热预处理可提高干法再生的除膜效果；而不同的旧砂预热温度，对干法再生砂性能具有较大的影响。

图 4.4-30 为不同受热温度的旧砂在恒湿瓶（环境的相对湿度为 98%～100%）中吸湿率的变化曲线。从图 4.4-30 中可以看出，不同受热温度旧砂的吸湿性大不一样。除环境相对湿度的大小对旧砂吸湿性有较大影响外（环境的相对湿度越大，水玻璃旧砂的吸湿率越大），旧砂的受热温度较低、其吸湿性越大，而停放时间越长、旧砂的吸湿率越大。另外，图 4.4-30 的结果表明，受热 220℃旧砂与受热 320℃旧砂的吸湿性相差较大，这可能是旧砂粒表面的残留钠盐受热温度 320℃以上后，开始分解所至。

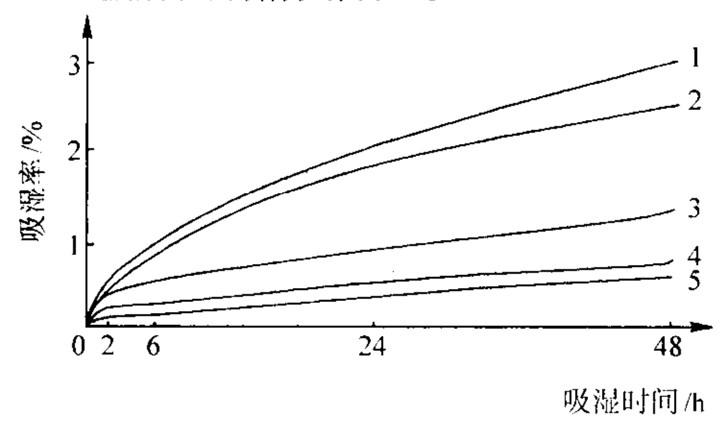


图 4.4-30 不同受热温度旧砂的吸湿率变化曲线

1—120℃旧砂；2—220℃旧砂；3—320℃旧砂；4—520℃旧砂；5—720℃旧砂

3）水玻璃旧砂粒表面上的残留物（残留水玻璃黏结剂、盐、酯等）溶于水，故湿法再生水玻璃旧砂的效果好、残留黏结剂的脱除率高。

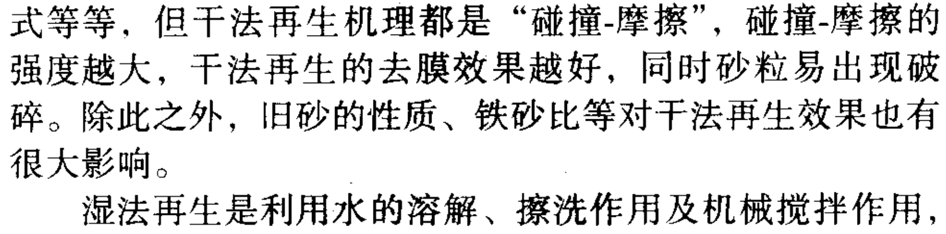
水玻璃旧砂粒上的残留物在水中的溶解程度与“砂水比”、搅拌的强度、水的温度等因素有关。

4）再生砂粒表面上残留的高模数水玻璃、残留酯、盐等对再生砂的性能（强度、可使用时间等）具有很大影响。去除上述残留物（或降低其影响程度）是水玻璃旧砂再生的主要任务。

5.2 水玻璃旧砂再生方法分类

旧砂再生的方法很多，根据其再生原理可分为：干法再生、湿法再生、热法再生、化学再生四大类。

干法再生是利用空气或机械的方法将旧砂粒加速至一定的速度，靠旧砂粒与金属构件间或砂粒互相之间的碰撞、摩擦作用再生旧砂。干法再生的设备简单、成本较低；但不能完全去除旧砂粒上的残留黏结剂，再生砂的质量不高。



干法再生的形式多种多样，有：机械式、气力式、振动式等等，但干法再生机理都是“碰撞-摩擦”，碰撞-摩擦的强度越大，干法再生的去膜效果越好，同时砂粒易出现破碎。除此之外，旧砂的性质、铁砂比等对干法再生效果也有很大影响。

湿法再生是利用水的溶解、擦洗作用及机械搅拌作用，去除旧砂粒上的残留黏结剂膜。对某些旧砂的再生质量好，旧砂可全部回用；但湿法再生的系统较大、成本较高（需对湿砂进行烘干），有污水处理回用问题。

热法再生是通过焙烧炉将旧砂加热到 800～900℃去，除去旧砂中可燃残留物的再生方法。再生有机黏结剂旧砂的效果好、再生质量高，但能耗大、成本高。

化学法再生，通常是指向旧砂中加入某些化学试剂（或溶剂），把旧砂与化学试剂（或溶剂）搅拌均匀，借助化学反应来去除旧砂中的残留黏结剂及有害成分，使旧砂恢复或接近新砂的物理化学性能。对某些旧砂，其化学再生砂的质量好，可代替新砂使用；但因成本较高，实际应用很少。

各种旧砂由于其性能和要求不同，可使用不同的再生方法。各种黏结剂旧砂用不同再生方法的效果见表 4.4-18。

表 4.4-18 各种黏结剂旧砂用不同再生方法的效果

再生方法 / 黏结方法			干法		湿法	热法	化学法
			机械式	气动式			
无机	黏土黏结		A	A	A	B	
	水玻璃黏结	CO_2 硬化	B	B	A	C	A
		酯硬化	B	B	A	B	C
有机	树脂黏结	冷固化	A	A	C	A	
		热固化	C	C	C	A	

注：A 表示再生脱膜容易；B 表示再生脱膜不易；C 表示再生脱膜困难。

5.3 干法再生工艺及其装备

普通干法再生水玻璃旧砂，设备结构和系统布置较简单，投资也较少，灰尘的二次污染问题较易解决，但由于水玻璃旧砂的吸湿性，常使得干法再生水玻璃旧砂的除膜率低（约为 5%～10%）、其再生砂的质量不高（再生砂的再黏结强度低、可使用时间短），一般只能用做背砂。

如干法再生前对水玻璃旧砂进行 120～200℃的加热预处理后，可以提高干法再生的除膜效果（去膜率增至 15%～25%），而干法再生前对水玻璃旧砂进行 320～350℃的加热预处理，还可以较大地消除再生砂粒上的残留物对再生砂性能（强度、可使用时间等）的影响，从而较大地提高水玻璃再生砂的再黏结强度、延长再生砂型（芯）砂的可使用时间。但再生前对旧砂进行加热，又会增加旧砂再生的能耗和成本，再生后对再生砂的冷却也需要设备和能源。

另外，在干法再生过程中，风选除尘是必须的环节，以便及时地去除从旧砂粒表面剥离下来的残留黏结剂膜。因此水玻璃旧砂的干法再生的系统组成如图 4.4-31 所示。

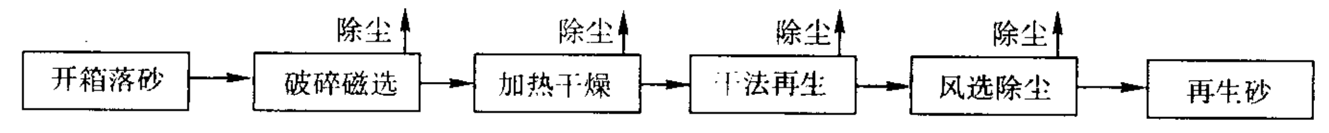


图 4.4-31 水玻璃旧砂的干法再生的系统组成

（1）倾斜式逆流搅拌干法再生系统

该干法再生系统，采用倾斜式逆流搅拌再生主机、间隔式工作方式，旧砂粒从顶部进入一倾斜的旋转滚筒，滚筒内装有反向施转的带叶片的转轴，两种转动使加入的旧砂粒形成两股相对运动的砂流（见图 4.4-32、图 4.4-33），从而使砂粒之间产生强力的摩擦作用。从砂粒上摩擦剥离下来的残留黏结剂膜及砂粒中的细粉微粒从再生机的顶部抽走。再生时间一般为 5～8 min，可根据要求任意调整。这种再生机对旧砂粒的再生强度高、摩擦力大，再生脱膜率高，同时对砂粒的破碎程度和设备构件的磨损程度也大。

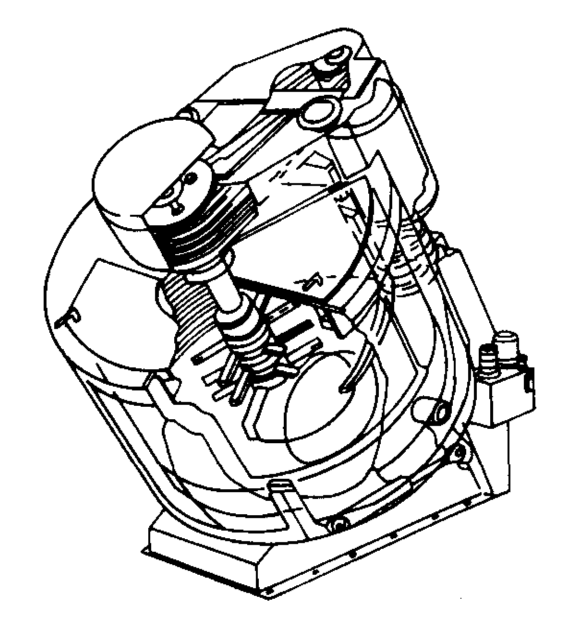


图 4.4-32 倾斜式逆流搅拌再生机结构示意图

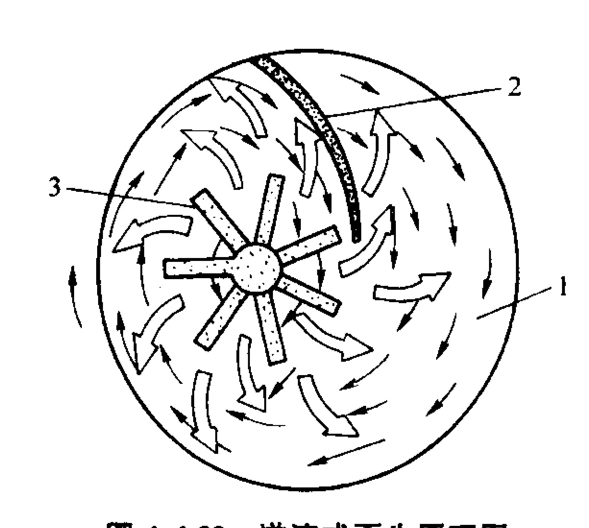


图 4.4-33 逆流式再生原理图

1—可旋转底盘；2—刮板；3—搅拌转子

由倾斜式逆流搅拌再生机组成的干法再生系统如图 4.4-34 所示。振动落砂后的水玻璃旧砂经双轮辊式破碎和磁选后，由带式输送机 1 和斗式提升机 2 送入旧砂斗 3，再经振动破碎机（筛砂机）13、斗式提升机 5 送入旧砂斗 6 待再生，每次再生的旧砂量由星型给料器 7 定量，经倾斜式逆流搅拌再生机 8 再生后的水玻璃再生砂被送入再生砂斗 11 备用。

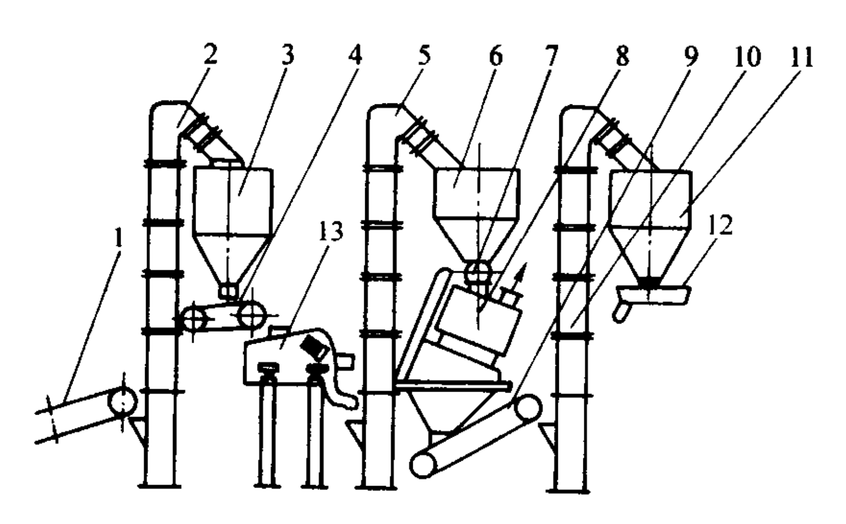


图 4.4-34 逆流搅拌干法再生系统

1，9—带式输送机；2，5，10—斗式提升机；3，6—旧砂斗；4—带式给料器；7—星型给料机；8—倾斜式逆流再生机；11—再生砂斗；12—振动给料机；13—振动破碎（筛砂）机

该再生系统没有设置旧砂的加热干燥设备，系统的再生脱膜率约 10%～25%，再生砂通常只能用作背砂或填充砂。

(2) "振动破碎球磨-加热干燥-气流冲击"干法再生系统

"振动破碎球磨-加热干燥-气流冲击"干法再生系统如图 4.4-35 所示。该再生系统是专门针对水玻璃旧砂特点而设计的，其工艺原理较为先进、生产率较高（连续式再生旧砂），但系统组成较为复杂、能耗较大。

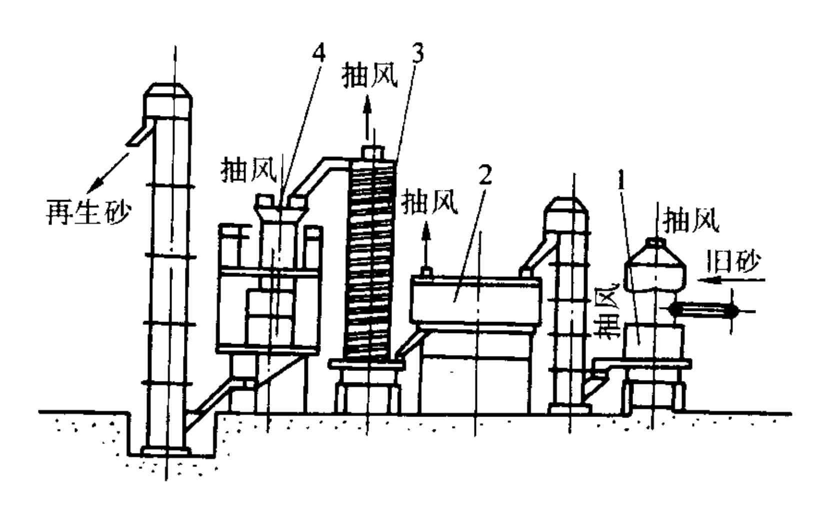


图 4.4-35 水玻璃旧砂干法再生系统

1—振动破碎球磨再生机；2—流化床加热器；3—冷却提升筛分设备；4—气流冲击再生

(3) "水平滚筒式逆流搅拌"干法再生系统

水平逆流式再生机的结构之一如图 4.4-36 所示。其工作原理为：电动机驱动支承在主轴上的旋转滚筒与主轴同心的搅拌棒相反地旋转，使进入滚筒内壁的旧砂充分被高速旋转的搅拌棒撞击摩擦，使旧砂粒表面的残留黏结剂膜被去除。该机能连续再生水玻璃旧砂，生产率较高；但由于搅拌棒对旧砂粒的直接作用力较大，旧砂粒有破碎现象，对易破碎的原砂不宜采用。

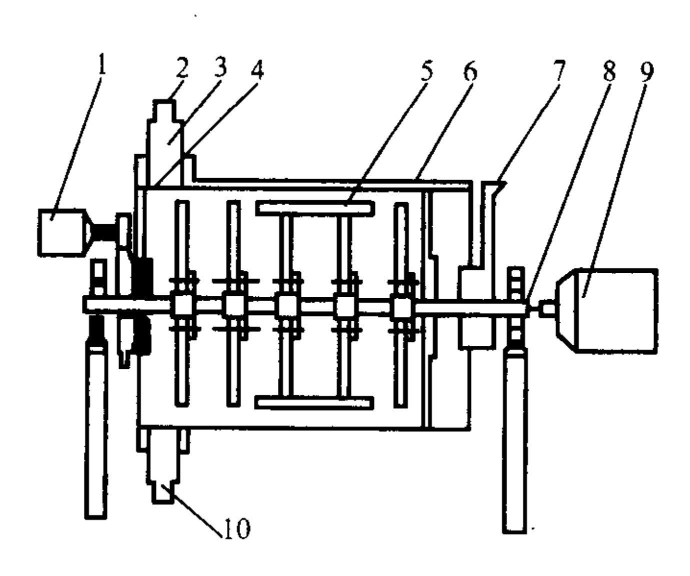


图 4.4-36 LGG 型水平逆流式再生机

1，9—电动机；2—粉尘出口；3—砂尘分离室；4—内出砂口；5—搅拌棒；6—滚筒；7—进砂口；8—主轴；10—外出砂口

(4) 振动式干法再生系统

振动式干法再生机的结构形式多种多样，通常采用双电机驱动。它采用双电动机呈立体交叉式安装于机座两侧，在再生机体内产生垂直方向的振击力和绕垂直方向的振动力矩。该类再生机集旧砂块破碎、摩擦再生、筛分风选、冷却提升、去除金属块等功能于一体，又称多功能振动破碎再生机。图 4.4-37 为 LGG 型水平逆流式再生机组成的干法再生流程图。



图 4.4-37 LGG 型水平逆流式再生机组成的干法再生系统流程图

由多功能振动破碎再生机组成的系统之一，如图 4.4-38 所示，它主要由再生机、鼓风机、除尘器等构成。该系统占地面积小，组成简单、紧凑，旧砂的回用率高，再生砂的成本低。由于基于振动摩擦力的再生强度偏低，通常的再生脱膜不太高，但再生砂完全可以满足做背砂或填充砂的使用要求。

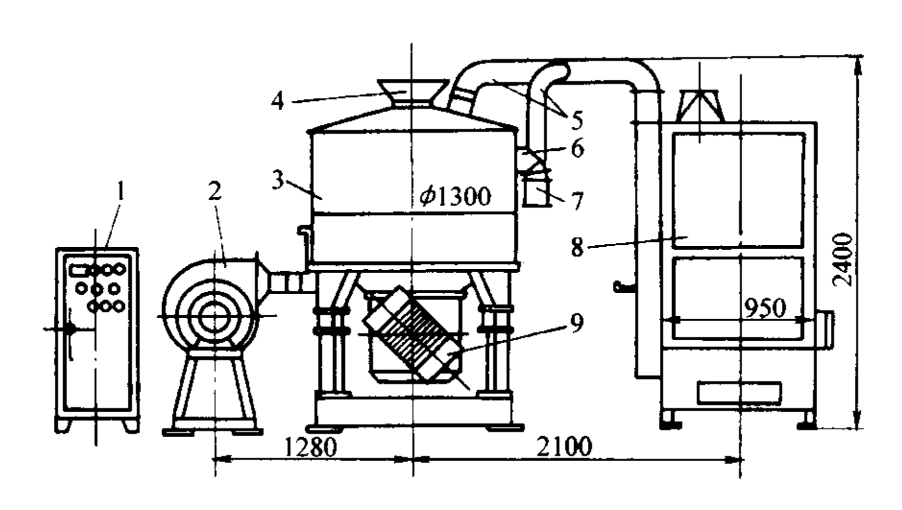


图 4.4-38 振动式旧砂干法再生系统

1—控制柜；2—鼓风机；3—振动再生机；4—加料口；5—引风管；6—出料口；7—分离器；8—除尘器；9—振动电动机

(5) 离心冲击式干法再生系统

图 4.4-39 是我国使用最多的自硬树脂旧砂的干法再生系统，20 世纪 80 年代引进于日本。实践表明，它也可以用于水玻璃自硬旧砂的再生。

其工艺流程为：浇注冷却后的自硬砂铸型经落砂机 2 落砂，旧砂用带式输送机 1 送入斗式提升机 3 提升并卸入旧砂斗 4 储存；当进行再生时，首先由电磁给料机 5 将旧砂（主要是砂块）送入破碎机 6；破碎后的旧砂卸入斗式提升机 7 提升，在卸料处由磁选机 8 除去砂中铁磁物（如铁豆、飞边、毛刺等）再经筛砂机 9 除去砂中杂物，过筛的旧砂存于再生斗 10 中，再经斗式提升机 11 送入二槽斗 12，并控制卸料闸门将旧砂适量加入再生机 13 中进行再生；合格的再生砂经斗式提升机 14 送入风选装置 15，风选后的再生砂卸入砂温调节器 16 中，使再生砂的温度接近室温，最后由斗式

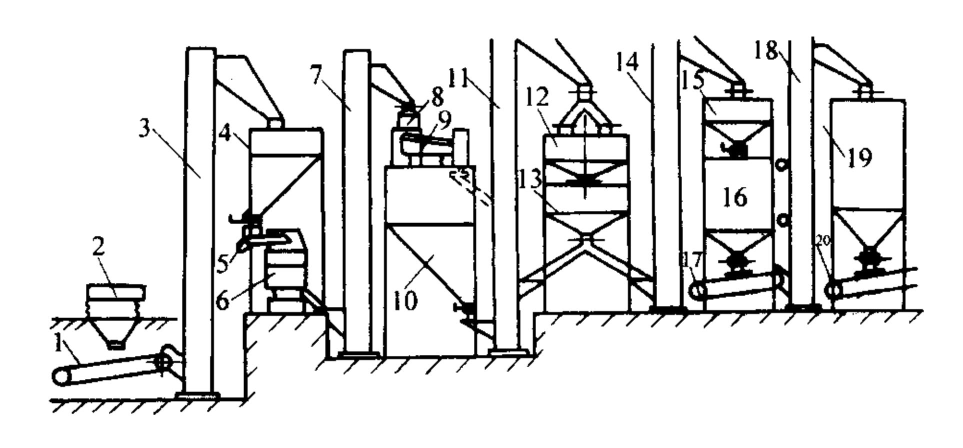


图 4.4-39 离心冲击式干法再生系统

1，17，20—带式输送机；2—落砂机；3，7，11，14，18—斗式提升机；4—旧砂斗；5—电磁给料机；6—破碎机；8—磁选机；9—筛砂机；10—旧砂再生斗；12—二槽斗；13—再生机；15—风选装置；16—砂温调节器；19—储砂斗

提升机 18 装入储砂斗 19 备用。

该系统的破碎机采用振动式破碎机，再生机采用离心冲击式结构。工作可靠，再生效果良好。但系统较复杂，结构庞大，投资大。

5.4 湿法再生工艺及其装备

水玻璃旧砂粒表面上的残留物（残留水玻璃黏结剂、盐、酯等）溶于水的特点使得水玻璃旧砂较适宜湿法再生方法。湿法再生水玻璃旧砂的除膜率高，旧砂的回用率高（水玻璃旧砂的除膜率可大于 90%，旧砂的回收率达 90% 以上）；湿法再生水玻璃砂的质量高（再生砂的再黏结强度、可使用时间、耐火度等性能指标可接近新砂）。湿法再生水玻璃砂可代替新砂作面砂和单一砂使用，循环中新砂的加入质量分数为 10% ~ 20%。湿法再生的不足之处是，再生工艺和设备系统较复杂，湿砂需脱水烘干、热砂需冷却，湿法再生的污水需经处理后循环回用或无害排放。

水玻璃旧砂的湿法再生的系统组成如图 4.4-40 所示。

生产率为 6 ~ 8 t/h 的水玻璃旧砂干法及湿法再生系统，其技术、投资、成本等的对比见表 4.4-19 示。

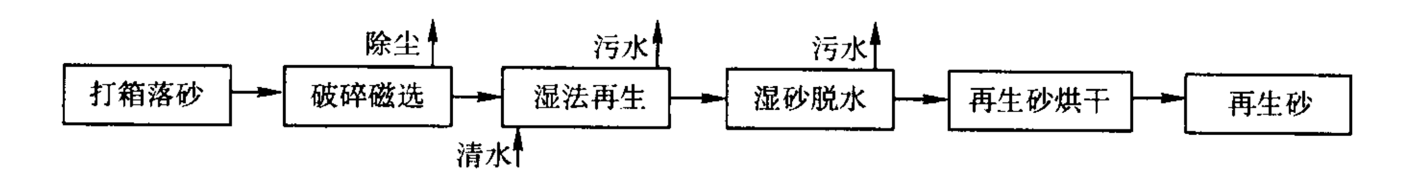


图 4.4-40 水玻璃旧砂的湿法再生的系统组成

表 4.4-19 水玻璃旧砂干法再生系统及湿法再生系统对比

再生方法	脱膜率（质量分数）/%	总投资 /万元	再生砂成本 /元·t⁻¹	动力消耗 /kW·h⁻¹	再生砂的质量	主要设备
普通干法再生	5 ~ 15	50 ~ 60	18 ~ 25	60 ~ 70	填充砂或背砂	破碎磁选、干法再生、除尘风选等
加热干法再生	20 ~ 30	70 ~ 80	26 ~ 32	70 ~ 80	单一砂或填充砂	破碎磁选、加热烘干、干法再生、冷却、除尘风选等
新型湿法再生	85 ~ 95	75 ~ 90	30 ~ 35	80 ~ 90	面砂或单一砂	破碎磁选、湿法再生、脱水、烘干、冷却、污水处理等

1) 水力清砂 - 湿法再生系统　图 4.4-41 为一套设备较完善的“水力清砂 - 湿法再生系统”简图。它主要由水池、高压泵及喷水枪、旧砂湿法再生系统、湿砂干燥系统等组成。其工艺流程如图 4.4-42 所示。

2) 旋流式湿法再生机原理　上述湿法再生系统的湿法再生主机为旋流式湿法再生机，如图 4.4-43 所示。其工作原理为：砂水混合物（砂的质量分数为 10% ~ 15%），以一定的压力和速度从进浆管切向输入旋流式湿法再生机筒体内，沿圆筒及圆锥体内壁形成高速旋流。砂粒在离心力作用下克服砂浆中水的黏性形成的阻力而趋于器壁，与此同时砂粒与器壁、砂粒与砂粒之间产生强烈的摩擦作用，使砂粒表面的泥尘被洗刷、残留黏结剂膜被剥落。泥尘和微粒随旋转上升的水流从处于中心部位的溢流管中逸走；砂粒则沿器壁螺旋下沉，呈浓缩砂浆（砂的质量分数为 70% ~ 80%）状态从排砂口排出。

上述湿法再生系统的特点是，生产量大，与水力清砂和

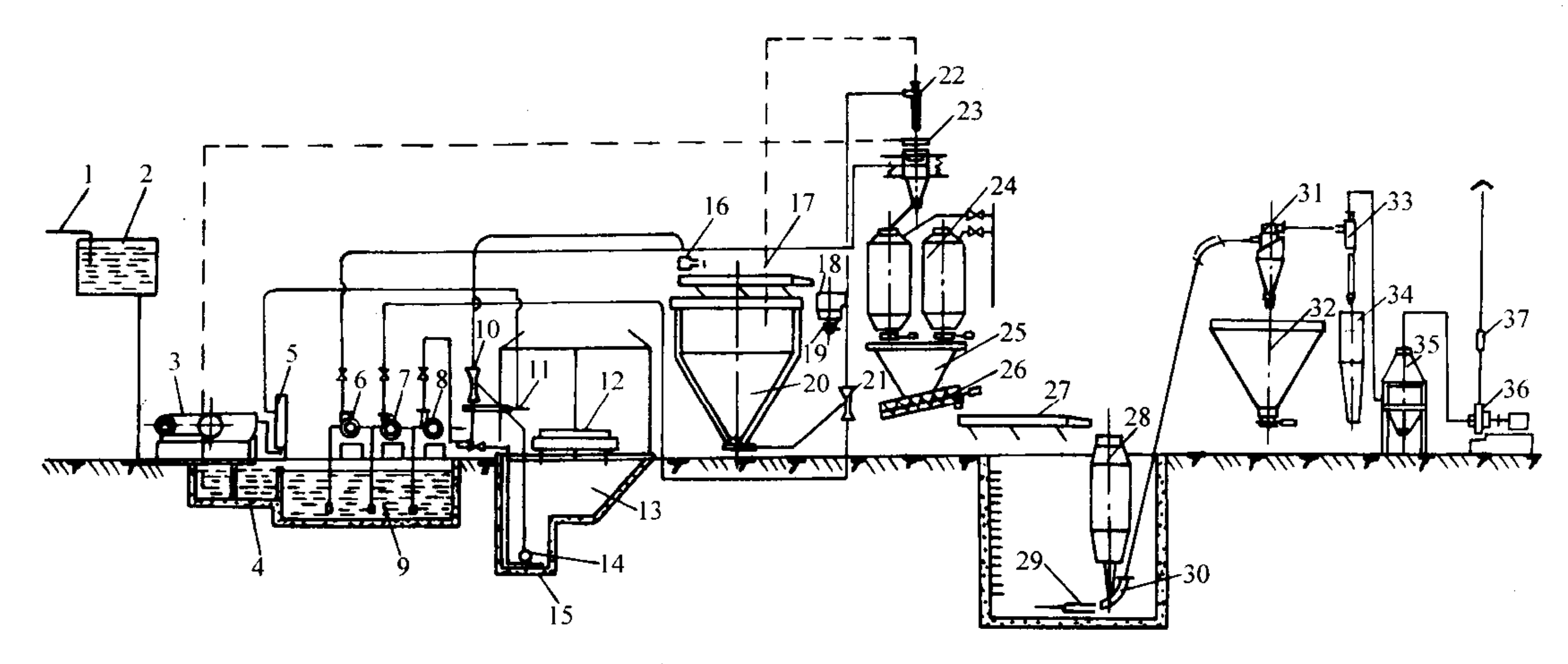


图 4.4-41 水力清砂－湿法再生系统简图

1—管道；2—清水箱；3—高压泵；4—沉淀池；5—稳压器；6，7，8—离心泵；9—沉淀池（清水区）；10—水力提升器；11—喷枪；12—回转台车；13—清砂池；14—吸笼；15—搅拌装置；16—稳流槽；17—振动筛；18—废料桶；19—带式输送机；20—中间池；21—水力提升器；22—水力旋流器；23—水力分离器；24—脱水罐；25—储砂斗；26—螺旋给料机；27—振动给料机；28—预热炉；29—煤气烧嘴；30—喉管；31—旋风分离器；32—再生砂库；33—DF 除尘器；34—储灰筒；35—水激式除尘器；36—风机；37—消振器

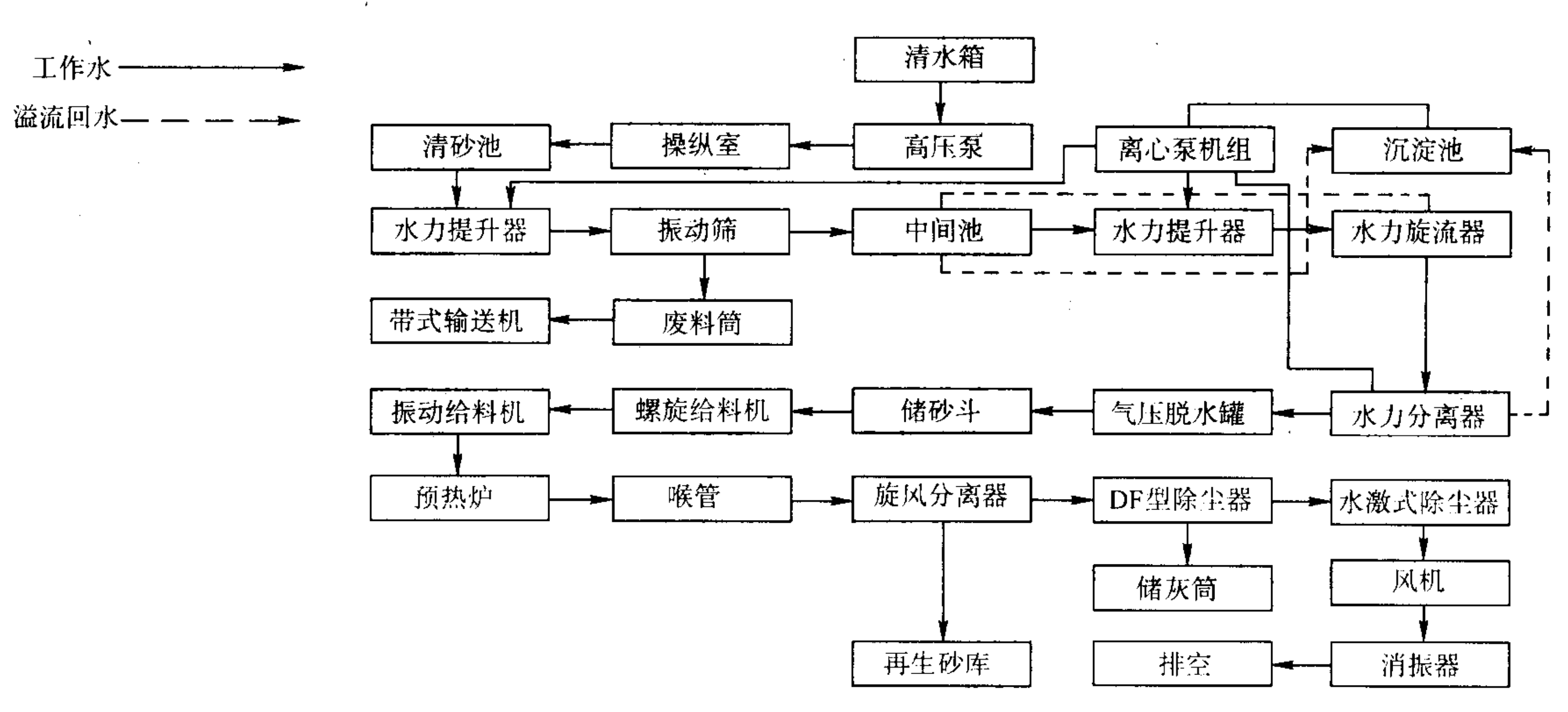


图 4.4-42 “水力清砂－湿法再生系统”工艺流程

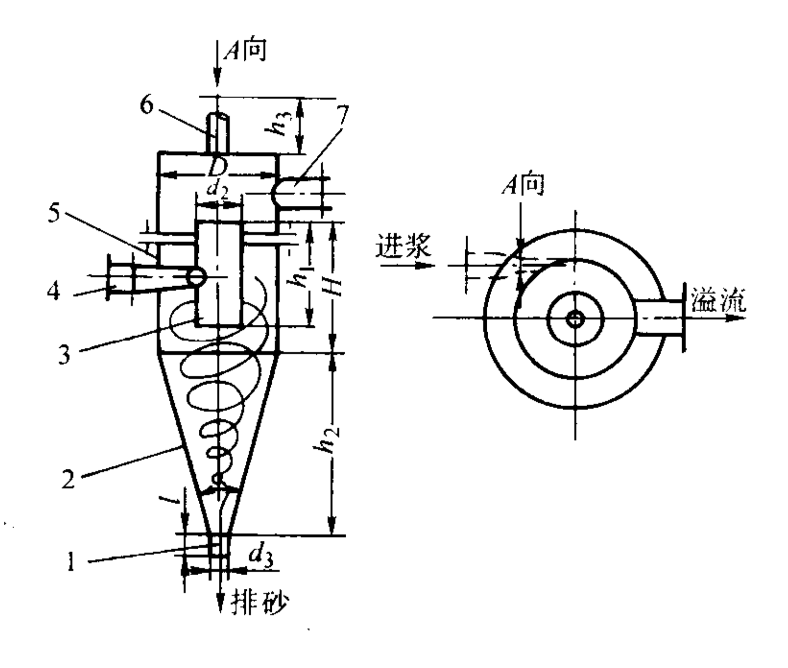


图 4.4-43 旋流式湿法再生机原理图

1—排砂口；2—圆锥体；3—溢流口；4—进浆口；5—圆筒体；6—通气管；7—排泥管口

水瀑清砂结合使用，湿法再生的效率较高。但总体来讲，设备系统庞大、能耗大、耗水量大，再生设备的磨损较严重、脱膜率不太高（Na_2O 的去除率为 70%左右），自然沉淀污水使水循环的效果不够理想。

3）强擦洗湿法再生及污水处理系统 由我国自行研制开发的新型水玻璃旧砂湿法再生工艺及设备系统的流程，如图 4.4-44 所示，主要由旧砂破碎设备、湿法再生设备、砂水分离及脱水设备、污水处理设备、湿砂烘干设备等组成。该系统具有如下优点：

① 采用强擦洗湿法再生设备结构，Na_2O 的去除率高：两级强擦洗湿法再生 Na_2O 的去除率为 85%～95%（质量分数）；单级湿法再生，Na_2O 的去除率为 70%～80%（质量分数）。

② 湿法再生砂的质量好，可代替新砂作面砂或单一砂使用。

③ 湿法再生的耗水量小，每吨再生砂耗水 2～3 t；污水经处理后可循环使用或达标排放。

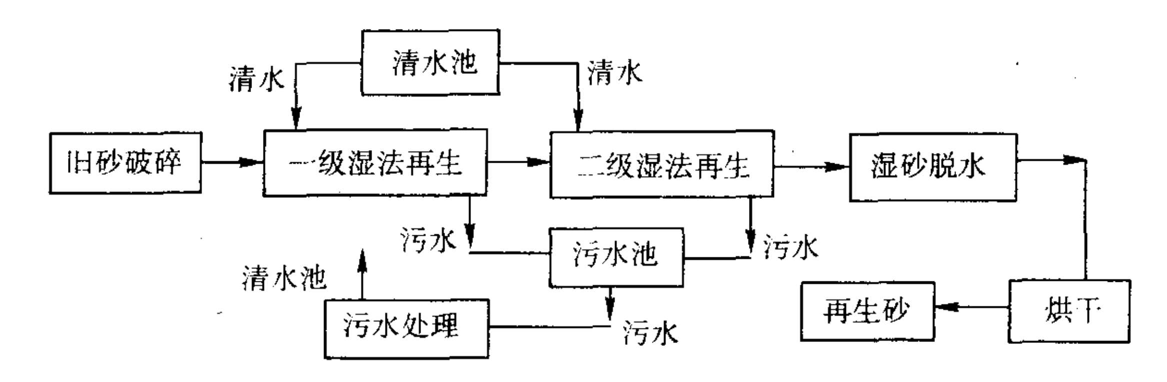


图 4.4-44 新型水玻璃旧砂湿法再生系统工艺流程图

6 石灰石 CO_2 吹气硬化水玻璃砂

6.1 石灰石原砂

石灰石砂是 20 世纪 70 年代我国铸造厂发明的一种水玻璃黏结剂型砂，人们又称之为"七〇砂"。这种型砂的溃散性良好，落砂清理容易，能获得表面光洁的铸钢件，并能消除职业性硅肺病的危害。到目前为止，石灰石砂主要用于铸钢生产。

石灰石经过锻烧后，其耐火度比石英高。用做造型材料的石灰石砂是未经锻烧的原矿，其主要成分碳酸盐在高温受热时会分解粉化并产生较多的 CO_2 气体。配制石灰石水玻璃型（芯）砂时，一般选用 ZS-2.50 牌号的水玻璃，但夏季模数宜低。需要用黏土调整混合料性能时，要注意黏土的选择。钙基膨润土中 CaO 质量分数高，影响混合料的可使用时间，用普通黏土（高岭土）更合适。有些工厂规定配石灰石水玻璃砂用黏土的 CaO 质量分数应小于或等于 0.5%，以保证混合料的使用性能。石墨作为激冷材料加入，起抗蚯裂、缩沉作用。所用石墨应符合 LZ100-85 牌号标准要求。

6.2 混砂及硬化工艺

石灰石水玻璃砂常用的混砂机是碾轮式落砂机，如：国产 S11 系列。因为石灰石原砂硬度低，易破碎，故用碾轮式混砂机时，应适当抬高碾轮使之与底板有 40 ~ 70 mm 的间隙，并注意防止型（芯）砂"过碾"。混制石灰石水玻璃型（芯）砂时，应先加干料，混匀后再加湿料混碾。一般加料顺序为：

石英石原砂和黏土、石墨等粉状物料→碳酸钠或促硬剂→水玻璃和水→柴油。混碾时间是干混 1 min，湿混 5 ~ 8 min即可卸砂。其他类别的石灰石型（芯）砂参照此工艺混制。

当气温在 15℃以下时，二氧化碳气硬化的石灰石水玻璃砂的硬化速度比较缓慢，温度在 10℃时硬化将十分困难，尤其在冬季低温环境下进行射压、挤压制芯时无法保证顺利成形。在型砂中加入以硫酸亚铁（$FeSO_4 \cdot 7H_2O$）为主要成分的促硬剂，能有效解决低气温时的二氧化碳硬化困难的问题。

干型石灰石型（芯）烘干时，温度切不可过高，要防止型砂发生热解作用。

应用最普通的是石灰石原砂与水玻璃为主的型（芯）砂，但石灰石原砂与黏土配制的干型砂或湿型砂也不少。因为石灰石原砂主要成分是 $CaCO_3$，酸耗值高，所以无法配制酸硬化的呋喃树脂砂；而用乌洛托品做固化剂的热固树脂砂、三乙胺或二甲基乙胺法冷芯盒树脂砂均已得到生产应用。一些以石灰石为原砂配制的不同类型的型（芯）砂，其配比及性能指标见表 4.4-20。

表 4.4-20 石灰石型（芯）砂配比及性能

配比（质量比）					性能			用途
砂	水玻璃	黏土	膨润土	石墨	含水量（质量百分数）/%	湿压强度 /kPa	干拉强度 /MPa	
100	6 ~ 7	—	—	—	3 ~ 4	5 ~ 15	>0.9	射、挤压造型（芯）CO_2 硬化
100	6 ~ 8	3 ~ 5	—	—	3.5 ~ 4.5	10 ~ 20	>0.7	机械（振实）造型起模后硬化
100	6 ~ 8.5	1 ~ 3	1 ~ 3	—	4 ~ 4.5	10 ~ 30	>0.5	手工操作
100	—	6 ~ 8	0 ~ 3	—	4 ~ 6	40 ~ 80	—	手工操作、湿型
100	—	4 ~ 6	4 ~ 6	—	6 ~ 7.5	40 ~ 70	>0.15	手工操作、干型
100	10	—	—	6	4.2 ~ 5.8	5 ~ 12	0.4 ~ 1.4	抗蚯裂石墨砂
100	8 ~ 9	—	镁砂粉 7	2	5 ~ 5.5	10 ~ 30	干剪 >0.35	抗厚大件缩沉、镁 - 碳质复合砂

注：1. 按具体要求制定型（芯）砂技术指标，透气性应严格控制。
2. 为改善水玻璃石灰石型砂保存性，夏天加 w（Na_2CO_3）= 0.1% ~ 0.5%，冬天用 CO_2 硬化时，可加 $FeSO_4$ 促硬剂。
3. 可添加型砂质量 0.3% ~ 1.0% 的重柴油以改善型砂造型性能。
4. 有的工厂在水玻璃石灰石砂中加入精铬渣或赤泥配成自硬砂。
5. 有的工厂将石灰石砂配成流态自硬砂。

6.3　石灰石水玻璃砂存在的问题及其解决方法

石灰石由于自身的特性，在生产中易使铸件造成缩沉（特别是厚大件）、蚯裂、气孔等三种缺陷，有时厚壁铸件表面还会有麻坑缺陷。

（1）缩沉（铸件鼓胀）

1）缩沉过程及其机理　水玻璃石灰石砂浇注铸钢件的冷却过程可分为快速冷却和缓慢冷却两个阶段。先快（$CaCO_3$ 分解吸热）后慢（铸件表面的铁及其氧化物的氧化放热）的冷凝过程，以及碳酸钙热解和氧化铁渣侵蚀 CaO 型壁，导致型壁位移，型腔扩大，这就是石灰石砂型的缩沉现象。与此同时，型壁与铸钢件表面间形成空隙，刚凝固的铸件表层受内部钢液压力而向外"鼓胀"。由于"气隙"形成后"烟囱效应"式的供氧，引起铸件表面继续氧化升温，造成铸件表层区的"温度倒梯度"（外表层温度高于次表层），加之多孔的 CaO 热导率低，使铸件和型壁冷却缓慢，由此使型壁缩沉和铸件鼓胀继续进行。可见，缩沉和鼓胀的过程是个温度范围较宽、时间较长的过程。

2）抗缩沉的措施　氧气气氛强，铸件热塑周期变长，周围型壁移动，这是石灰石砂型铸钢件容易产生缩沉的原因。阻抑缩沉的对策相应是减少氧化、抑制氧化铁的侵蚀和强化冷却。为防止大型厚壁件的缩沉，可采用抗缩沉的镁 - 碳质复合石灰石砂。它具有下列作用：①包膜阻延（抑制 $CaCO_3$ 热解及其产物与氧化铁、熔渣的反应）。②减弱氧化。③阻抑渗透渣蚀，使氧化铁固溶于 MgO 或形成高熔点复盐；使熔体改性以降低型砂（CaO）的被浸蚀量，镁、碳双重添加物使渣中 Fe^{3+}/Fe^{2+} 比值降低。④隔离型面。中型壁厚件可用仅添加石墨或渣油等碳质材料的石灰石砂。砂型表面刷上合适的涂料（如镁质黏土 - 镁砂粉涂料）形成烧结封闭型涂层。此外，型壁插钉（钉的深度宜达未分解石灰石砂层）既可加速冷却，又可锚固型壁，减少位移。

（2）蚯裂和内裂纹

1）蚯裂特征及其成因　蚯裂是指铸件表面形成蚯蚓状凸起和在该相应部位伴生下潜伏内裂纹的一种特殊缺陷。例如用水玻璃石灰石砂造型垂直浇注的圆柱或圆桶形铸件表面，有时沿轴向常会出现蚯蚓般条状凸起物，相应蚯裂区内存在较多以侵入为主的氧化夹杂物（蚯凸表层富集以氧化铁质为主的大块夹杂物，次表层大多为含 Si、Ca、Mn、Fe 等元素的复合氧化夹杂物），蚯凸下还潜伏着串珠状分布的孔洞，孔洞靠铸件内侧端的尾部有扩展性内裂纹，裂纹内伴存夹杂物，裂纹壁面多呈氧化色，其内充满以 FeO 为主的夹杂物，裂纹内壁有脱碳层。

此外，在薄壁件的外圆弧部分也较容易产生蚯裂；壁厚铸件的平面部分，当缩沉现象严重时也会出现蚯裂。有时在垂直浇注圆柱形铸钢件时，会形成呈极细黑线状的纵向内裂纹，多产生在次表层，机加工后方可发现。

蚯裂的形成与如下因素有关：型砂热解、砂型受热不均以及温度梯度使各层体积胀缩不一而导致型壁开裂；烧结物（包括型料）入侵，并在与钢液相互作用过程中形成蚯凸，富集晶界含 Ca、Si 的多元夹杂物或串珠状孔洞构成裂纹源，成为应力集中区；线收缩应力、热应力（尤其是铸件表层区"温度倒梯度"造成的，因此时次表层比表层和铸件内部冷却快而受到拉应力）、缩沉和鼓胀应力以及孔洞内气体压力等同向应力叠加，导致内裂纹的形成而呈现石灰石砂特有的蚯裂缺陷。

2）防蚯裂的措施　蚯裂须在应力集中区和足够大的应力下形成，凡能消减这两个条件的因素均有利于阻抑蚯裂产生。防蚯裂的措施有：①局部采用导热性较高的型砂，促使该处快凝、早建强度。②防止型壁出现裂纹。③减弱氧化气氛，尤其要避免不均匀二次氧化。④防止型壁材料、夹杂物和气体侵入钢液。⑤使钢液里夹杂物和气泡及时排除。⑥尽量减小铸件冷凝过程中可能产生的应力。⑦防止缩沉、改善铸件中的应力状态，减少或避免几种应力叠加。

例如，生产中在铸型的局部处（如薄壁铸件拐角部位）采用添加石墨的石灰石砂能克服蚯裂。用镁 - 碳复合石灰石砂，既抗缩沉，又能有效消灭或减少蚯裂和气孔。如把镁质黏土 - 镁砂粉涂料用于镁 - 碳质复合石灰石砂型上，能有效综合治理缩沉及蚯裂。

（3）砂气孔及表层细长气孔

1）砂气孔　石灰石砂粒被卷入高温钢液，随即受热分解，转变成石灰和气体而形成砂气孔，其特征是气孔中有白色的石灰夹杂物。

防止砂气孔的措施有：①型砂须有足够的紧实度。②合型前必须将型腔残砂清除干净。③浇注系统设计必须保证钢液流动平稳，以免发生冲砂现象。④铸件形状复杂的砂型，最好设置集渣（砂）槽，使一些难以避免的残留浮砂不停留在型腔内，而能进入集渣槽或冒口内。

2）表层细长气孔的特征和成因　石灰石砂铸钢件表层细长气孔（曾称微型气孔），有别于一般皮下气孔和针孔。前者主要特征是细长而不等径，口小而内腔大（如"卡腰"），气孔的长轴基本垂直于铸件表面，孔口常露出，孔的内表面覆盖着相对较厚的氧化层，孔口段发现有粒状的含 CaO、Si 等多元氧化夹杂物，孔壁表层明显脱碳。细长气孔的形状随形于它周围晶粒的形态。这种气孔更易在中薄壁厚的石灰石砂铸钢件上出现，基本上属于侵入性气孔。

防止细长气孔产生的措施是：①严格控制原砂质量，面砂粒度要适当，不宜偏粗；砂型壁面要光洁、致密，使气核不易形成；同时提高和控制背砂透气性，改善通气条件。②型砂中加碳质材料（如石墨），延缓 $CaCO_3$ 热解，加快钢液冷却，减弱氧化和改变型壁形成气核的条件。③加可挥发烃类物质，如加质量分数为 0.5% 的柴油等，高温下急剧吸热、挥发分解，使钢液快速冷却；挥发烟雾起热屏障作用，减缓石灰石砂热解速率；烃类物质呈还原性，能减弱氧化。④刷涂料。增大界面热阻，阻挡 CO_2 进入钢液，阻隔渣蚀，使气泡难在型壁界面形核长大。⑤控制钢液终脱氧的残铝量（质量分数 0.08% ~ 0.15%），低温、快烧、稳流。⑥干型浇注时，砂型应充分干燥，避免因界面处的大量 CO_2 与水气叠加，瞬时压力剧增而生成侵入性气孔。⑦浇注系统宜用浇道砖，内浇道要分散，避免型腔局部过热。

（4）麻坑

1）麻坑的特点及其成因　麻坑是位于铸件表面的一种冠状圆形凹坑。往往在刷涂一般的镁砂粉涂料的水玻璃石灰石砂型中，浇注壁厚较大的铸钢件时引起的。它不同于一般的麻点、气坑和气孔，因与该凹坑对应的涂皮层局部呈一凸出物，包覆于铸件表面、外表又较平坦。在涂皮层脱落之前，麻坑尚难直接发现。麻坑大小视铸件壁厚不同而异，小的如绿豆，大的如指头尖。有麻坑和无麻坑部位的涂皮层氧化铁的质量分数分别为 76.03% 和 43.34%。X 射线衍射结构表明，前者基本上是 FeO 相和 $FeO \cdot Fe_2O_3$ 相，MgO 相极少，在相显微镜下，呈典型的氧化铁皮结构；而后者（无麻坑处的涂皮层）或多或少有方镁石（镁富集体）留存。可见铸件表面的非均匀氧化是造成麻坑的决定因素；反之，不上涂料时的较均匀氧化，一般就不形成麻坑，如果型砂粗颗粒较多，在与粗砂相应的铸件表面，由于局部过氧化，有时也会产生麻坑。

2）防止麻坑的途径　①提高涂料层的高温致密性（如

对耐火粉料进行机械、化学活化，增加液相量，降低熔点，形成快速自烧结封闭型涂层)。②改良面砂，不上涂料（对不太厚的铸件宜采用添加镁－碳质等材料的复合石灰石砂)。③设计多孔、弥散的弱氧化性涂层，例如使用添加石墨的镁质黏土－镁砂粉涂料可达到这种要求，其中石墨烧损后，在涂料的氧化铁中构成弥散的贯穿长孔。④不上涂料的砂型，要防止型砂中混入粗颗粒原砂。

编写：董选普（华中科技大学）

第 5 章　树脂自硬砂砂型

1　概述

1.1　自硬树脂砂的特点

树脂自硬砂是指原砂（或再生砂）以合成树脂为黏结剂，在相应的固化剂作用下，在室温下自行硬化成形的一类型（芯）砂，其基本特点是：

1）型砂的硬化无需加热烘干，比覆膜砂、热芯盒砂等更节省能源，同时可以采用木质或塑料芯盒和模板。

2）铸件质量高，铸铁件的尺寸精度可达 CT8 ~ CT10，铸钢件达 CT9 ~ CT11。铸钢件的表面粗糙度为 R_a = 25 ~ 100 μm，铸铁件 R_a = 25 ~ 50 μm，比黏土砂、水玻璃砂好。

3）型砂容易紧实，易溃散，好清理，旧砂容易再生回用，因而大大减轻劳动强度，改善车间劳动环境，使单件小批生产车间容易实现机械化。

4）树脂的价格较贵，同时要求使用优质原砂，因而型砂的成本比黏土砂和水玻璃砂高。

5）起模时间一般为几分钟至几十分钟，生产效率比干型砂高，但比覆膜砂、热芯盒砂低。工艺过程受环境温度、湿度的影响大，要求比较严格的工艺控制。

6）混砂、造型、浇注时，有刺激性的气味，应注意劳动保护。

树脂自硬砂特别适合于单件，小批量的铸铁、铸钢和非铁合金铸件的生产，不少工厂已用它取代黏土砂、水泥砂，部分取代水玻璃砂，在国内外应用十分广泛。

1.2　分类

树脂自硬砂可分为三类：酸固化（呋喃或酚醛）树脂自硬砂、酯固化碱性酚醛树脂自硬砂和酚醛尿烷树脂自硬砂。

酸固化树脂自硬砂通常以呋喃树脂为黏结剂，以磺酸为固化剂，它是树脂自硬砂中出现最早（1958 年）、应用也最广泛的一类，尤其是在我国糠醇出产丰富，普遍采用这类树脂，更有着得天独厚的价格优势。其主要特点是：强度高、黏度低、旧砂利用率高。

酚醛脲烷树脂自硬砂是 1968 年由美国阿什兰公司开发的一种双组分黏结体系，以线形酚醛树脂和聚异氰酸酯为黏结剂、胺类为固化剂，强度不如呋喃树脂好，成本、再生回用性、环保等方面也比不上呋喃树脂砂，但它有一个独特的优势：可使用时间长（达 75%，远高于呋喃树脂），型（芯）砂的流动性好，制造复杂的型、芯轮廓清晰，表面光洁，特别适应于生产批量较大，中小尺寸的复杂铸铁件，如汽车发动机缸体、缸盖等。目前这类树脂在北美应用普遍，我国也开始扩大应用范围。

酸固化碱性酚醛树脂自硬砂是以 pH 值为 12 ~ 14 的碱酚醛树脂为黏结剂，以甘油醋酸酯等液态酯为固化剂的树脂自硬砂系列。20 世纪 70 年代末由英国 Borden 公司发明。它强度低，加入量大，因而成本明显高于呋喃树脂砂，其主要特点是：黏结剂体系中不含 S、P、N 等有害元素，同时浇注时热塑性好，有二次硬化现象，因而高温性能好，对防止铸钢件气孔、裂纹缺陷以及保证铸件尺寸精度特别有利。同时，它对原砂的适应性强，耗酸值高的碱性砂也可适应，特别适用于普通碳钢和合金钢件的生产，目前这类树脂自硬砂在英国和欧共体应用较为普遍，在我国应用还不多。

2　酸固化树脂自硬砂

2.1　原材料选用

（1）原砂

原砂品质对树脂用量，树脂砂强度以及铸件质量影响很大，某些工厂由于忽视对原砂质量的严格要求，给生产带来很多麻烦。

酸固化树脂自硬砂除个别的、特殊要求之外，一般都采用硅砂，对硅砂的具体要求是：

1）原砂 SiO_2 含量要高，一般铸钢件 $w(SiO_2) \geq 97\%$，铸铁件 $w(SiO_2) \geq 90\%$，非铁合金铸件 $w(SiO_2) \geq 85\%$。

2）酸耗值应尽可能低，一般小于等于 5 mL。

3）含泥量越小越好，一般质量分数小于 0.2%，颗粒表面应干净、不受污染，以保证砂粒与树脂膜之间有高的附着强度，因此应尽可能采用经过擦洗处理的擦洗砂。

4）原砂粒度适中，通常采用以 70 筛号为中心、主要部分集中在上下 3 或 4 个筛号上的原砂。根据铸件大小，材质不同，原砂粒度大小应有所变化。

5）小于 140 筛号的细粉应尽量少，质量分数一般不得超过 1%。

6）原砂应保持干燥，水的质量分数不大于 0.2%。

7）角形因数要小，粒形越接近圆形越好。角形因数最好在 1.3 以下，尽可能不用 1.45 以上的硅砂。

8）硅砂的灼烧减量质量分数不得超过 0.5%。

表 4.5-1 列举了不同大小和材质的铸件采用的原砂技术指标。

表 4.5-1　树脂自硬砂用原砂的技术指标（质量分数）　　%

种类	粒度（筛号）	SiO_2	含泥量	含水量	微粉量①	酸耗值/mL	灼烧减量	适用范围	
								材质	铸件类型
特种砂	见第 4 篇第 1 章 2.1.2 节特种砂部分							特种钢	各类铸件
硅砂	30/50	>97	<0.2	<0.1 ~ 0.2	<0.5 ~ 1	<5	<0.5	铸钢	重大型及大型热节铸件
硅砂	40/70	>97	<0.2	<0.1 ~ 0.2	<0.5 ~ 1	<5	<0.5		
硅砂	40/70	>96	<0.2	<0.1 ~ 0.2	<0.5 ~ 1	<5	<0.5		大、中型热节铸件
硅砂	50/100	>96	<0.2 ~ 0.3	<0.1 ~ 0.2	<0.5 ~ 1	<5	<0.5		中、小型铸件

续表 4.5-1

种类	粒度（筛号）	SiO_2	含泥量	含水量	微粉量[①]	酸耗值/mL	灼烧减量	适用范围	
								材质	铸件类型
硅砂	40/70	>90	<0.2	<0.1~0.2	<0.5~1	<5	<0.5	铸铁	重大及大型铸件
硅砂	50/100	>90	<0.2~0.3	<0.1~0.2	<0.5~1	<5	<0.5		
硅砂	50/100	>90	<0.2~0.3	<0.1~0.2	<0.5~1	<5	<0.5		一般铸件
硅砂	100/200	>90	<0.3	<0.1~0.2	<0.5~1	<5	<0.5		
硅砂	70/140	>85	<0.2~0.3	<0.1~0.2	<0.5~1	<5	<0.5	铸造非铁合金	各类铸件
硅砂	100/200	>85	<0.3	<0.1~0.2	<0.5~1	<5	<0.5		

① 微粉：对30/50、40/70筛号的原砂，140筛号以下为微粉；对50/100、70/140筛号的原砂，200筛号以下为微粉；对100/200筛号的原砂，270筛号以下为微粉。

（2）树脂

酸硬化呋喃自硬树脂 由尿素、甲醛和糠醇以一定的摩尔配比和合成工艺参数缩聚而成。与呋喃树脂热芯盒不同的是，它的分子量相对小些，糠醇加入量高些，游离糠醇多些，从而有很低的黏度。该树脂常温下遇酸缩聚交联固化。它的特点是强度高、黏度低、毒性小和旧砂再生利用率高，是应用最广泛的一类自硬树脂。表4.5-2～表4.5-5为呋喃自硬树脂的现行行业标准《铸造用自硬呋喃树脂》（JB/T 7526—1994）中的一些规定，一般依据铸件的大小和材质来选用不同含氮量的呋喃自硬树脂。

表 4.5-2 呋喃自硬树脂按氮质量分数分类

分类代号	含氮量（质量分数）/%
W（无氮）	≤0.3
D（低氮）	>0.3~2.0
Z（中氮）	>2.0~5.0
G（高氮）	>5.0~13.5

表 4.5-3 呋喃自硬树脂按强度分级

等级代号	工艺试验抗拉强度/MPa			
	W	D	Z	G
1（一级）	≥0.8	≥1.3	≥2.2	≥1.9
2（二级）	≥0.5	≥1.0	≥1.8	≥1.6

表 4.5-4 呋喃自硬树脂按游离甲醛分级

等级代号	游离甲醛（占树脂的质量分数）/%
04（一级）	≤0.4
08（一级）	>0.4~≤0.8

表 4.5-5 呋喃自硬树脂其他技术指标

技术指标（20℃）	氮含量分类			
	W	D	Z	G
黏度/Pa·s	≤100			≤200
密度/$g\cdot cm^{-3}$	1.15~1.25			
pH值	7.0±0.5			

树脂的选择主要根据铸件的合金特性及其对型砂性能要求（如硬化时间、高温强度、含氮量等）和成本来确定。譬如铸钢件浇注温度高，要求型砂热稳定性好，同时为减少气孔缺陷，希望型砂中氮含量低，故选用高糠醇、低氮或无氮树脂；而非铁合金铸件浇注温度低，型砂高温强度要求不高，但应有好的溃散性，故多选择高氮、低糠醇树脂；对于硬化速度要求较快的型砂，可选用含氮量偏高的树脂。

在选用树脂时，对树脂的黏度、游离甲醛含量、pH值等技术指标，也应提出严格要求。黏度不仅影响到混砂设备计量的稳定性和准确性，也影响到树脂膜对砂粒的包覆程度，因而影响到树脂砂的比强度，一般黏度不应大于100 mPa·s。游离甲醛主要影响混砂和制芯的劳动条件，故应尽可能低，要求质量分数在0.5%以下。由于呋喃树脂是酸自硬的，pH过低将使树脂存放时变稠，缩短储存期，pH值一般以6.5~7.5为宜。树脂中水的质量分数通常在2%~10%的范围内（铝合金用高氢呋喃树脂水的质量分数可能高达20%），呋喃树脂的密度一般为1.15~1.25 g/cm^3。

目前，市场上常见的国内外呋喃自硬树脂的型号和技术指标参见表4.5-6和表4.5-7，国外树脂与国内树脂的主要差别是糠醇的加入量，不少国家糠醇产量少，主要靠进口，为降低成本，一般加入量较低。

我国呋喃自硬树脂的生产厂商很多，主要有济南圣泉集团股份有限公司，苏州兴业化工厂、山西兴安化学工业公司、福士科中国有限公司等。

表 4.5-6 国内常用呋喃自硬树脂

型号 \ 指标	含氮量（质量分数）/% ≤	黏度/mPa·s	密度 /$g\cdot cm^{-3}$	游离醛（质量分数）/%≤	水分（质量分数）/%≤	pH值	糠醇含量（质量分数）/%
A	4.2	30	1.15~1.20	0.3	5.5	6.5~8.0	83
B	6	45	1.15~1.20	0.5	11.0	6.5~8.0	75
C	3.0	20	1.15~1.18	0.3	5.0	6.5~8.0	86
D	1.5	15	1.12~1.18	0.3	30	6.5~8.0	90
E	1.0	15	1.12~1.18	0.3	3.0	6.5~8.0	92

表 4.5-7　国外呋喃自硬树脂技术指标

序号 \ 指标	氮（质量分数）/% ≤	黏度/mPa·s	密度 /g·cm^{-3}	游离醛（质量分数）%	含水量（质量分数）/%	pH值	糠醇含量（质量分数）/%
A	≤4.5	≤30	1.17～1.21	—	≤7	7.0～8.0	81
B	≤4.4	≤45	1.17～1.19	≤0.2	—	—	76
C	≤3.4	≤25	1.16	≤0.3	≤7.5	—	71
D	≤2.0	≤25	1.16	≤0.2	≤2.4	—	86
E	≤2.0	≤50	1.13～1.18	≤0.6	—	7.7～8.7	—
F	≤1.0	≤25	1.15	≤0.2	≤2.5	—	93
G	≤11	≤200	1.2～1.25	≤1.0	—	7～8	—

(3) 固化剂

固化剂品种很多，加入量也在一个较大的范围内变化，正确选择固化剂种类和加入量对树脂砂的硬化速度和终强度有决定性的影响。

1）固化剂应与树脂种类匹配情况见表4.5-8。对高氮呋喃脲醛树脂用磷酸做固化剂，硬化速度快，2 h抗拉强度可达0.25 MPa，终强度也高（1.62 MPa）。而对于高糠醇无氮树脂用磷酸做固化剂，硬化速度慢，5.5 h也达不到起模强度，终强度也较低，仅1.5 MPa。如改用对甲苯磺酸做固化剂，硬化速度明显加快，同时终强度也高达2.2 MPa。

表 4.5-8　不同树脂与固化剂匹配对抗拉强度的影响

MPa

树脂与固化剂的搭配 \ 硬化时间/h	2	5.5	8	24
KJN－I型树脂＋磷酸	0.25（抗压）	—	—	1.62
高糠醇无氮树脂＋磷酸	—	未硬	0.1	1.5
高糠醇无氮树脂＋对甲苯磺酸	—	0.7	1.3	2.2

注：1. 配比（质量比）　原砂100，树脂1.5，固化剂占树脂重量的33%。
2. 试验条件：温度20℃，湿度88%。
3. KJN－I为高氮呋喃尿醛树脂。

2）固化剂种类的选择　固化剂分无机（如磷酸、硫酸乙酯等）和有机（如各种磺酸）两大类。由于磺酸类有机固化剂易分解，树脂砂的溃散性和旧砂再生性能都好；而磷酸等无机酸高温下不易分解，溃散性稍差，在再生砂中磷酸盐易沉积，导致树脂砂强度下降。因此近年来普遍采用有机磺酸类固化剂。

磺酸固化剂：磺酸固化剂是由甲苯、二甲苯经过磺化制成的磺酸盐溶液。它是呋喃自硬、酚醛改性呋喃自硬、酚醛自硬树脂的通用固化剂。通过改变苯类和其配比、溶剂的种类和控制固化剂的主要技术指标，制成不同固化速度的磺酸固化剂，以适应不同季节的生产条件。表4.5-9为磺酸固化剂的化工行业标准。

表 4.5-9　磺酸固化剂的化工行业标准（摘自 HG/T2345—1992）

项目 \ 牌号	GC01	GS02	GS03	GS04	GC07	GC08	GC09
密度/g·cm^{-3}	—	1.20～1.30	1.20～1.30	1.20～1.30	1.20～1.40	1.20～1.40	1.20～1.40
黏度（20℃）/mPa·s	—	10～30	10～30	10～30	150～180	170～200	60～80
总酸度(以 H_2SO_4 计,质量分数)/%	23.0～28.0	22.0～24.0	24.0～26.0	18.0～20.0	25.0～27.0	29.0～31.0	24.5～27.5
游离硫酸（质量分数）/%	≤ 7.0	4.0～6.0	7.0～10.0	0.0～1.5	2.5～4.5	4.5～7.5	2.5～4.5
水不溶物（质量分数）/%	≤0.1	—	—	—	—	—	—

磺酸固化剂通常是由铸造树脂生产厂生产，并与树脂配套供应的。表4.5-10为国产常用的几种磺酸固化剂，按季节划分的品种，表4.5-11为国外常用的磺酸固化剂，每隔10℃设置一个品种。可以看出，国外固化剂的品种较多，更方便铸造厂使用，通过调整固化剂的种类和加入量可以调节自硬砂的硬化速度。

表 4.5-10　国产磺酸固化剂技术指标

型号 \ 指标	密度/g·cm^{-3}	黏度（20℃）/mPa·s	总酸度（质量分数）/%	游离酸（质量分数）/%	适用范围
GS03	1.20～1.30	10～30	24.0～26.0	7.0～10.0	春天、秋天
GS04	1.20～1.30	10～30	18.0～20.0	0.0～1.5	夏天
GC08	1.20～1.40	170～200	29.0～31.0	4.5～7.5	冬天
GC09	1.20～1.40	60～80	24.5～27.5	2.5～4.5	冬天

表 4.5-11　国外磺酸固化剂技术指标

型号＼指标	密度/g·cm^{-3}	黏度（20℃）/mPa·s ≤	适用范围（气温）/℃
A	1.30	70	≤10
B	1.24	55	-10~0
C	1.25	40	0~10
D	1.23	30	10~20
E	1.19	25	10~20
F	1.18	15	20~30
G	1.14	15	30~40
H	1.14	15	≥40

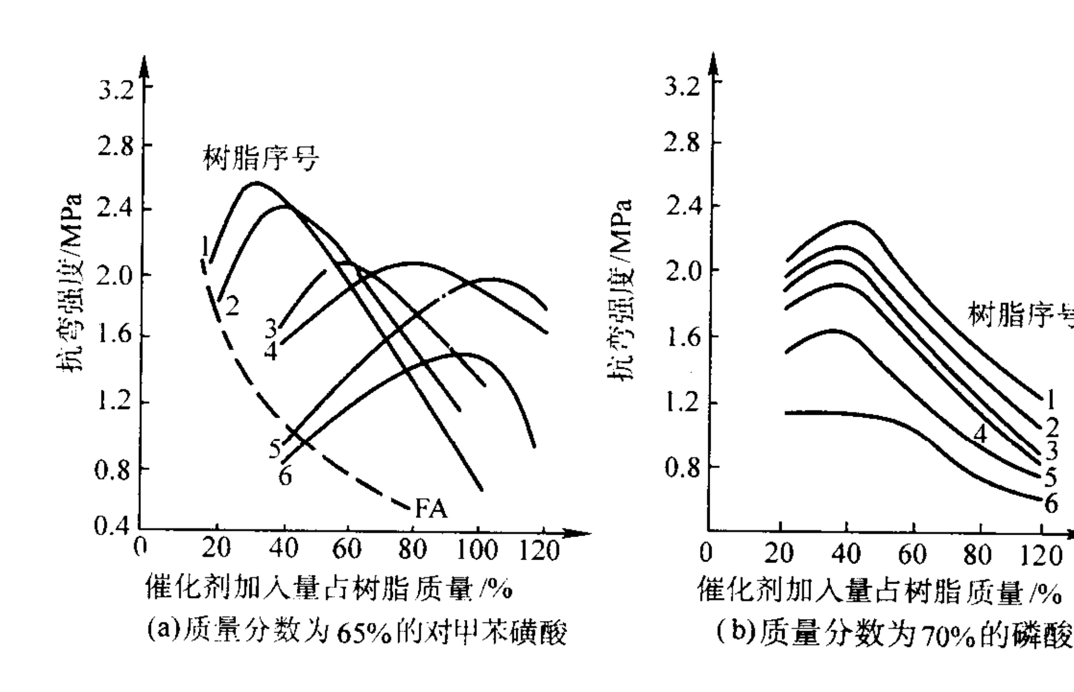
通常用固化剂的总酸度来衡量其活性大小，按活性大小有机磺酸排序如下：

氯苯磺酸＜酚磺酸＜萘磺酸＜对甲苯磺酸＜二甲苯磺酸＜苯磺酸。

固化剂的含量越多，其活性也就越大。

3）固化剂的加入量依所要求的硬化速度、气温、湿度、砂温和树脂种类调整。对呋喃树脂、固化剂加入量一般为树脂用量的 25%～50%；对酚醛树脂，通常为树脂用量的 30%～55%。加入量增加，硬化速度加快，但不能过量，否则，树脂膜焦化，强度明显降低。

尿醛-糠醇树脂所用固化剂加入量需视树脂中糠醇含量和含氮量确定。图 4.5-1 为固化剂的质量分数为 65%的对甲苯磺酸溶液和质量分数为 70%的磷酸加入量对 6 种不同成分的尿醛树脂（成分见表 4.5-12）所配制的树脂强度的影响，从图 5-1 可以看出。



(a)质量分数为 65%的对甲苯磺酸　(b)质量分数为 70%的磷酸

图 4.5-1　不同尿醛-糠醇树脂与不同固化剂对树脂砂强度的影响

表 4.5-12　德国几种脲醛-糠醇树脂成分（质量分数）%

树脂序号	1	2	3	4	5	6
糠醇含量	95	75	67	59	54	38
含氮量	0.8	4.0	5.2	6.6	8.8	11.9
含水量	2.1	8.3	11.1	13.8	13.6	22.5

① 用质量分数为 65%对甲苯磺酸溶液作固化剂时，1 号树脂出现峰值的固化剂加入量为 30%（占树脂质量），而 6 号树脂强度峰值的固化剂加入量增加 3 倍（即占树脂质量的 90%），从图 4.5-1a 可知强度峰值基本依次右移，即随着树脂中糠醇含量的减少，含氮量的增加，固化剂的加入量增加，强度相应降低。

② 用质量分数为 70%磷酸做固化剂时，这 6 种树脂的强度峰值均在固化剂加入量为 30%～40%（占树脂质量）范围内，其强度也随树脂中糠醇含量减少而降低，其趋向与用质量分数为 65%的对甲苯磺酸溶液相同。

③ 用质量分数为 70%的磷酸做固化剂的各种树脂强度比用质量分数为 65%的对甲苯磺酸溶液低 10%～20%。

4）在选用固化剂时还应注意其黏度，一般控制在 200 mPa·s 以下，水不溶物的含量应小于质量分数 0.1%，同时长期储存在温度 0～40℃条件下性能不改变，在冬季运输条件下，在冷冻和随后的溶解之间具有可逆性。

（4）添加剂

为了改善酸自硬树脂砂的某些性能，有时在配比中加入一些添加剂，常用的添加剂见表 4.5-13。

表 4.5-13　树脂自硬砂用添加剂

序号	名　称	加入量（占树脂质量）/%	作　用
1	硅烷	0.1～0.3	偶联剂，提高强度、降低树脂加入量
2	氧化铁粉	1～1.5	防冲砂
3	氧化铁粉	3～5	防止气孔
4	甘油	0.2～0.4	增加砂型（芯）韧性
5	苯二甲酸二丁酯	≈0.2	增加砂型（芯）韧性
6	邻苯二甲酸二丁酯	≈0.2	增加砂型（芯）韧性

硅烷增加树脂与原砂的附着强度，从而使树脂耗量降低 1/3 左右（见表 4.5-14）。同时，硅烷还可以使树脂砂的抗湿性得到明显改善。

表 4.5-14　硅烷对树脂砂强度的影响　MPa

硬化时间/h	w（树脂）=1.2%，w（硅烷）=0%	w（树脂）=0.8%，w（硅烷）=0.2%
1	0.19	0.19
2	0.29	0.47
4	0.58	0.83
24	1.17	1.19

不同结构的树脂要求不同的偶联剂与之匹配，如 KH-550 对脲醛呋喃树脂的增强效果好，而对于酚醛树脂最为有效的则是苯氧基硅烷。KH-550 硅烷对不同含氮量树脂的增强效果也有差异（见表 4.5-15），很明显，它对无氮树脂的增强效果最好。

表 4.5-15　KH-550 硅烷对不同含氮量树脂增强效果对比①

MPa

硅烷加入情况	无氮树脂	低氮树脂	中氮树脂
未加时抗拉强度	0.35	1.43	2.1
加树脂重量 0.3% 的硅烷时抗拉强度	2.31	1.92	2.7

① 除硅烷外其它型砂组分的配比（质量比）：标准砂 100，树脂 1.5，固化剂占树脂质量的 50%。

硅烷会水解，并变成高聚物沉淀出来，因而其增强作用随时间延长而减弱，一般有效期 5～7 d，因此最好在使用前加入硅烷，搅拌均匀放置 4 h 后立即使用。

2.2　混合料配比及混制

国内外酸自硬树脂砂的配比实例见表 4.5-16。

表 4.5-16　酸自硬呋喃树脂砂配比举例

编号	配比（质量比）					性　能		用　途	使用单位
	新砂	旧砂	树脂（占原砂重量）/%	固化剂（占树脂重量）/%	硅烷（占树脂重量）/%	24 h 抗拉强度 /MPa	850℃发气量/mL·g⁻¹		
1	25（大林水洗砂）	75	0.8（中氮呋喃）	40（对甲苯磺酸）	0.1～0.3	>1.0	<10	10 kg～16 t 各类机床铸铁件	沈阳第一机床厂
2	5～10（晋江水洗砂）	95～90	1.0～1.2（型） 1.2～1.4（芯） （低氮呋喃）	30～60（对甲苯磺酸）	0.1～0.3	0.6～0.8（型） 0.8～1.0（芯） 1.6～2.0（复杂芯）	10～11	机车铸铁件、球墨铸铁件	四方机车车辆厂
3	20	80	1.0～1.5	30～45	0.2～0.3	≥0.98	—	摇枕、侧架等低合金铸钢件	齐齐哈尔机车车辆厂
	100（大林水洗砂）	—	1.0～1.2	30～50					
4	100	0	芯（0.7～0.75）	30～36	0.2～0.3	1.6～1.8	1.5～2.2*	各类不锈钢合金钢阀门	温州龙铸阀门有限公司
	5（平潭砂）	95	型（0.85）			1.8～2.2			
5	芯 100	0	1.3～1.5	40～60	0.25～0.3	≥0.8	10～12	电机座、端盖、套筒等 25Mn 钢件	株洲电力机车厂
	型 5～100	95～90	0.8～1.1	25～60		0.4～0.9			
6	大件无箱	100	1.3	30	0.1～0.3	0.5	1.5*	铸钢件、球墨铸铁件	柳州工程机械厂
	中小件无箱	100	0.85～1.0	40		0.4～0.5	3.0*	灰铸铁、球墨铸铁件	

注：* 为灼烧减量（质量分数，%）。

正确选择混砂设备对树脂砂性能影响较大。对混砂机的要求是定量准确（如树脂、固化剂的流量误差不得超过 ±3%，砂流量误差不得超过 ±5%）、混碾均匀（混砂均匀性不得超过 ±10%，并尽量做到减少头砂、尾砂不均匀现象）、覆膜效果好，混砂过程中型（芯）砂发热少。此外，还应考虑到设备、制造质量、使用的可靠性、维修方便、产品价格等因素。

目前国内外使用比较普遍的树脂砂混砂机分为间歇式和连续式两类。图 4.5-2 是国内普遍采用的 S20 系列碗形间歇

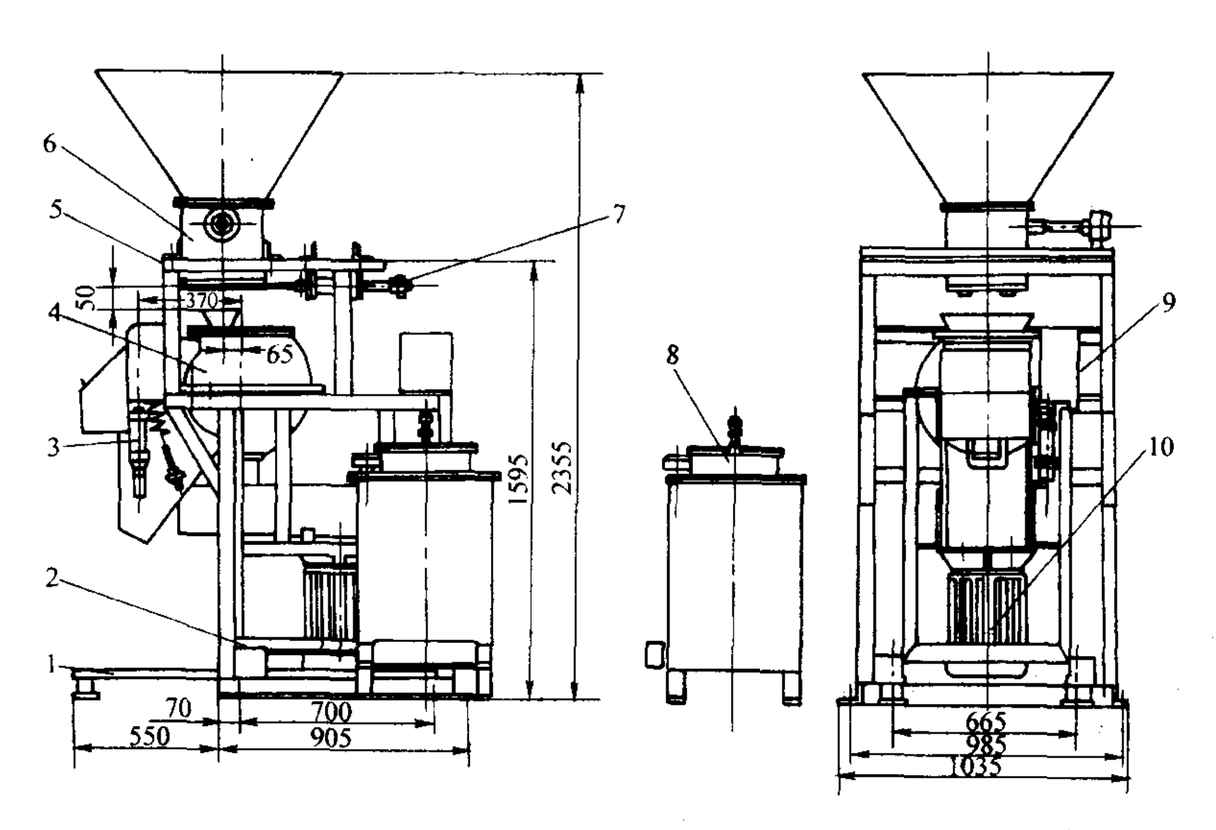


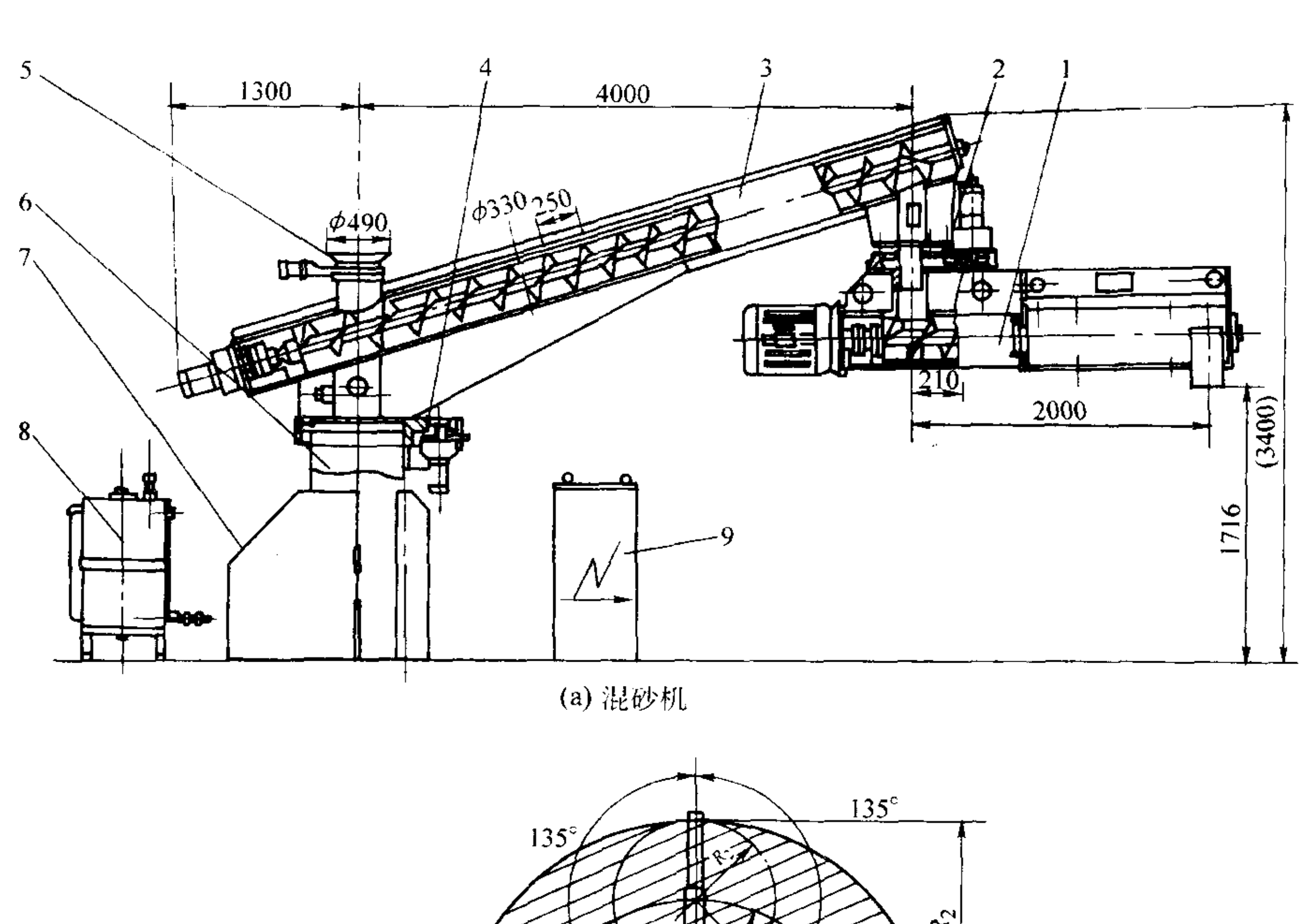
图 4.5-2　S20 系列间歇式混砂机

1—小车轨道；2—小车；3—卸砂气缸；4—混砂机体；5—机架；6—砂斗；7—进砂闸门气缸；8—液料系统；9—安全罩；10—电动机

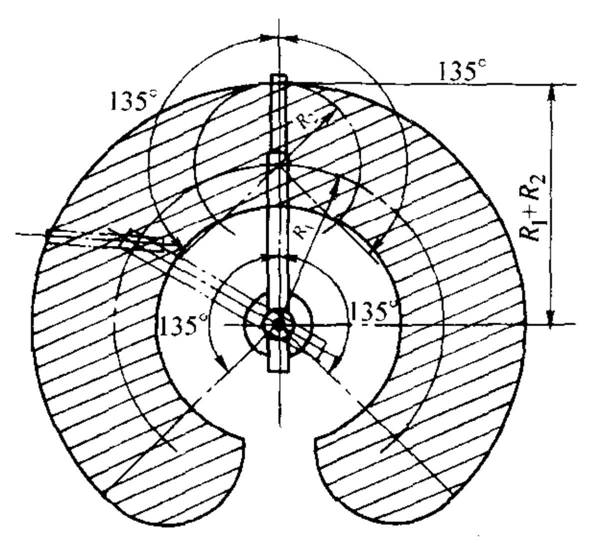
式混砂机。表4.5-17列出了S20系列各种型号间歇式混砂机的技术参数。图4.5-3、图4.5-4分别表示了固定式连续混砂机和可移动式连续混砂机，表4.5-18和表4.5-19分别列出了固定式和移动式各种型号混砂机的混砂能力。一般混砂量较少时采用间歇式混砂机，连续生产的造型线上或当需砂量较大时采用连续混砂机，其中移动式连续混砂机适应于砂箱不便移动的大件造型或地坑造型。目前国内外连续混砂机多属具有螺旋搅拌混砂槽的单砂双混和双砂三混的结构形式。近年来，综合高速和低速混砂机的优缺点，倾向于选用中速混砂，混碾的转速一般为400～600 r/min。

表4.5-17 S20系列间歇式混砂机技术参数

型号	每次混砂量/kg	混砂时间/s	混砂周期/s	生产率/$t\cdot h^{-1}$
S2004	3	10～12	25～30	0.36～0.43
S201	10	20	25～30	—
S202	30	10	30～40	2
S204	50	15	40～50	4
S206	100	20	55～65	6



(a) 混砂机



(b) 放砂面积

图4.5-3 固定式连续混砂机及放砂面积

1—下臂；2—下臂回转机构；3—上臂；4—上臂回转机构；5—进砂机构；6—机座；7—泵管系统；8—液料桶；9—电控柜；
R_1—上臂回转半径；R_2—下臂（搅龙）回转半径

典型混砂工艺如下：

$$砂+固化剂\xrightarrow{混匀}+树脂\xrightarrow{混匀}卸砂$$

混碾时间与混砂设备的效率密切相关，最佳的混碾时间通过实验确定。如对S206间歇式混砂机，原砂+固化剂的混匀时间为20～25 s，再加树脂的混匀时间为35～40 s。

2.3 树脂自硬砂的硬化特性

图4.5-5是酸固化树脂自硬砂的硬化特性曲线，从图中可以看出其硬化过程分为三个阶段：从树脂与固化剂接触时间 t_0 开始到 t_4 为预固化阶段，此时，缩聚反应开始进行，但强度增长缓慢；从 t_4 开始到起模时间 t_5，称为密闭全固化阶段，此时缩聚反应进行激烈，强度增长迅速；从起模时间 t_5 开始以后的时期称为敞露全固化阶段，此时强度继续迅速增长，直至达到最高强度。随后由于制好的型（芯）与空气中潮气接触，强度可能有所下降。达到最高强度时间 t_6 不一定出现在24 h，但通常将24 h的树脂砂抗拉强度称为终强度。

型（芯）砂从混砂机出来后，应尽快完成造型紧实工作，否则会使型（芯）的终强度下降。

图4.5-6是延缓造型时间对型（芯）终强度的影响曲线和酸固化树脂自硬砂的可使用时间。

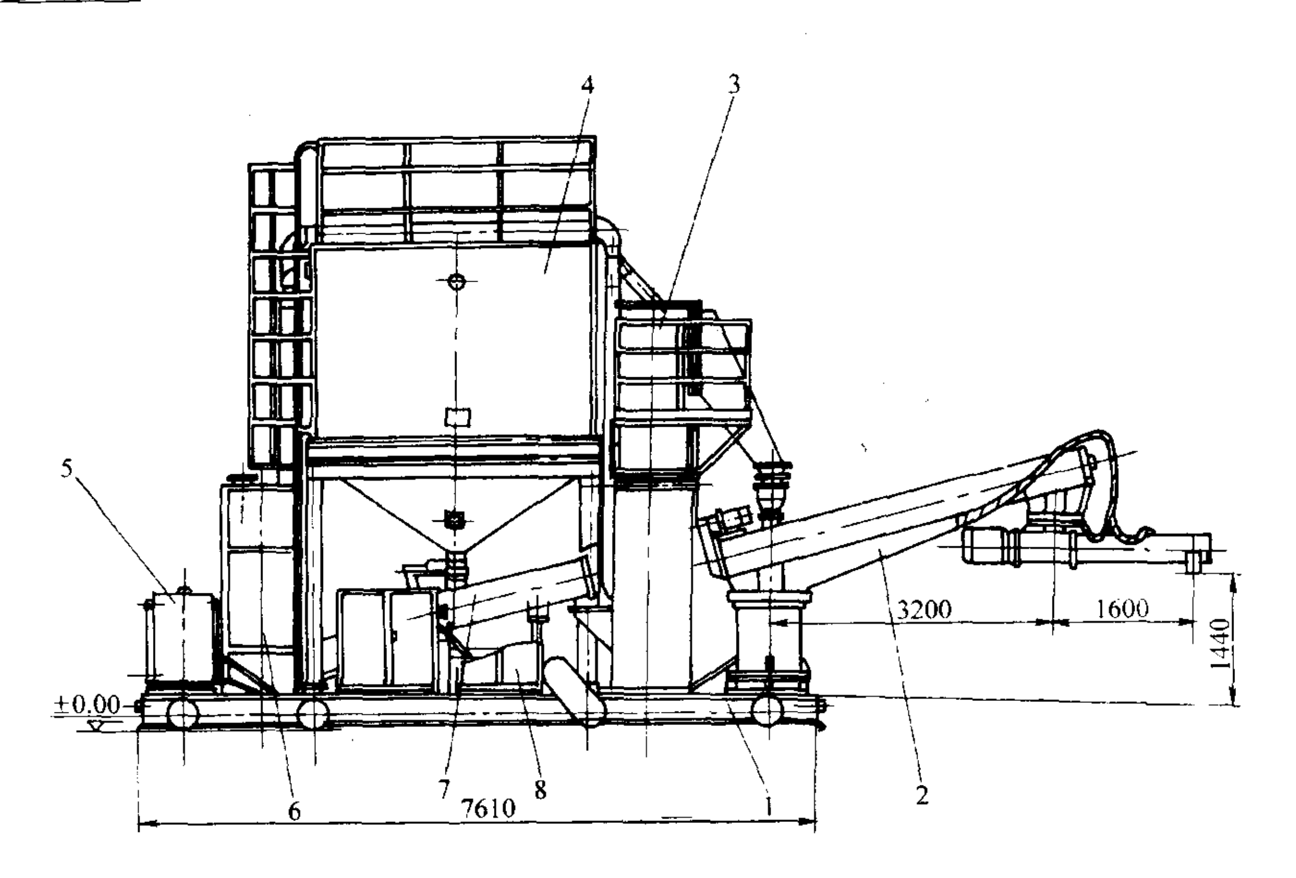


图 4.5-4 移动式连续混砂机

1—台车；2—混砂机；3—斗式提升机；4—砂库；5—黏结剂及固化剂容器及泵；6—除尘系统；7—螺旋输送机；8—电控系统

表 4.5-18 固定连续式混砂机的混砂能力

型 号	S253	S255	S2512	S2520	S2530
混砂能力/$t\cdot h^{-1}$	3	3~5	5~12	10~20	20~30

表 4.5-19 移动连续式混砂机的混砂能力

型 号	S285	S2812A	S2820
混砂能力/$t\cdot h^{-1}$	3~5	5~12	10~20

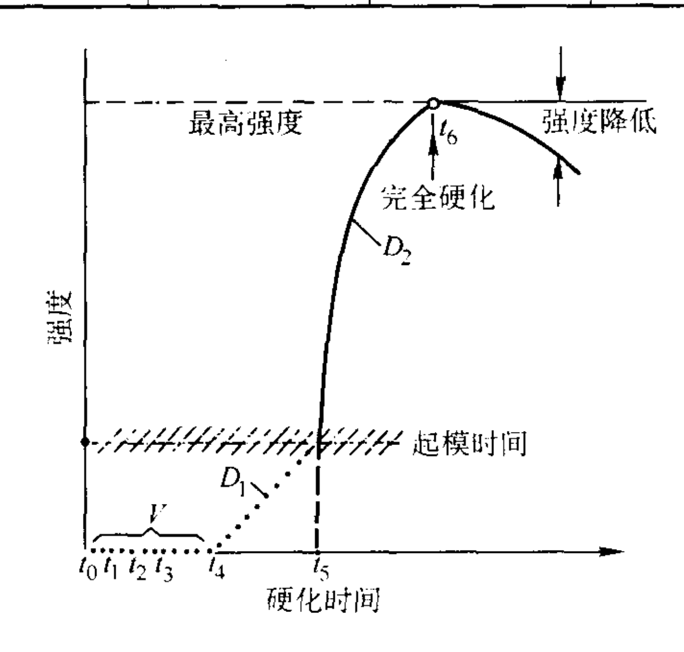


图 4.5-5 酸固化树脂自硬砂强度与时间关系的示意图

V—预固化阶段；D_1—密闭全固化阶段；D_2—敞露全固化阶段；t_0—树脂与固化剂接触；t_1—混砂结束；t_2—紧实结束；t_3—可使用时间；t_4—全硬化开始；t_5—起模时间；t_6—强度最大值

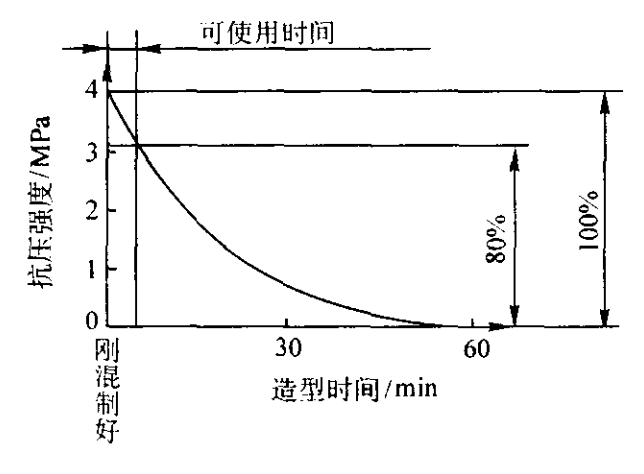


图 4.5-6 树脂自硬砂的可使用时间

通常把终强度只剩下 80% 的试样制作时间称为型砂的可使用时间，或者将型（芯）砂抗压强度增长到 0.07 MPa，所经历的时间称为可使用时间。在生产现场，观察到混好的型砂颜色由黄变绿，开始发黏，即认为超过了可使用时间。可使用时间一般约为预固化时间的 1/3。

从模样上或芯盒中取出型（芯）的时间称为起模时间，这也是一个重要的控制指标。在保证型（芯）起模时不损坏或不变形的前题下，应尽早起模，避免增加起模的困难。起模时间应视砂芯的尺寸大小、形状和复杂程度而定。通常在抗拉强度达到 0.15~0.35 MPa 时起模。生产中的起模时间一般控制在 15~45 min 范围内。

从方便生产操作出发，总是希望可使用时间长些，起模时间短些为好，即它们的比值越大越好，这取决于树脂与固化剂的硬化特性，实际生产中，最高的比值是 0.75，一般为 0.35~0.6。

树脂自硬砂最大的缺点是可使用时间、起模时间及终强度受环境温度和湿度变化的影响大，容易造成生产的不稳定性，解决的办法主要是：

1）变换固化剂的种类可在较大范围内调整硬化速度。低温度、高湿度条件下，应选用活性强、总酸度值大的固化剂，在高温低湿度条件下则选用活性较弱、总酸度值小的固化剂。以下经验数值可供选用固化剂种类时参考：夏季固化剂总酸度 18%~20%；春秋季固化剂总酸度 23%~26%；冬季固化剂总酸度 27%~31%。

2）改变固化剂的加入量，可在小范围内调整硬化速度。一般情况下，固化剂加入量增加，硬化速度加快，起模时间和可用时间相应缩短（见图 4.5-7），例如若将起模时间定为 60 min，气温 30℃ 时催化剂加入量应为树脂重量的 42%，20℃时为 53%，10℃时为 66%。

3）对于低温高湿条件下，通过砂温调节，将砂温加热到 30℃±2℃。同时设法增加树脂和固化剂的温度，配合高浓度、高活性的固化剂，也是切实可行的措施。

4）树脂自硬砂中水分高，会抑制缩聚反应的进行，延长起模时间，因此必须对原砂、树脂和固化剂带入的水分以及射砂时压缩空气带入的水分严加控制。制定工艺时还应考虑到影响水分蒸发的因素，如环境温度、相对湿度和型（芯）的截面厚度等。

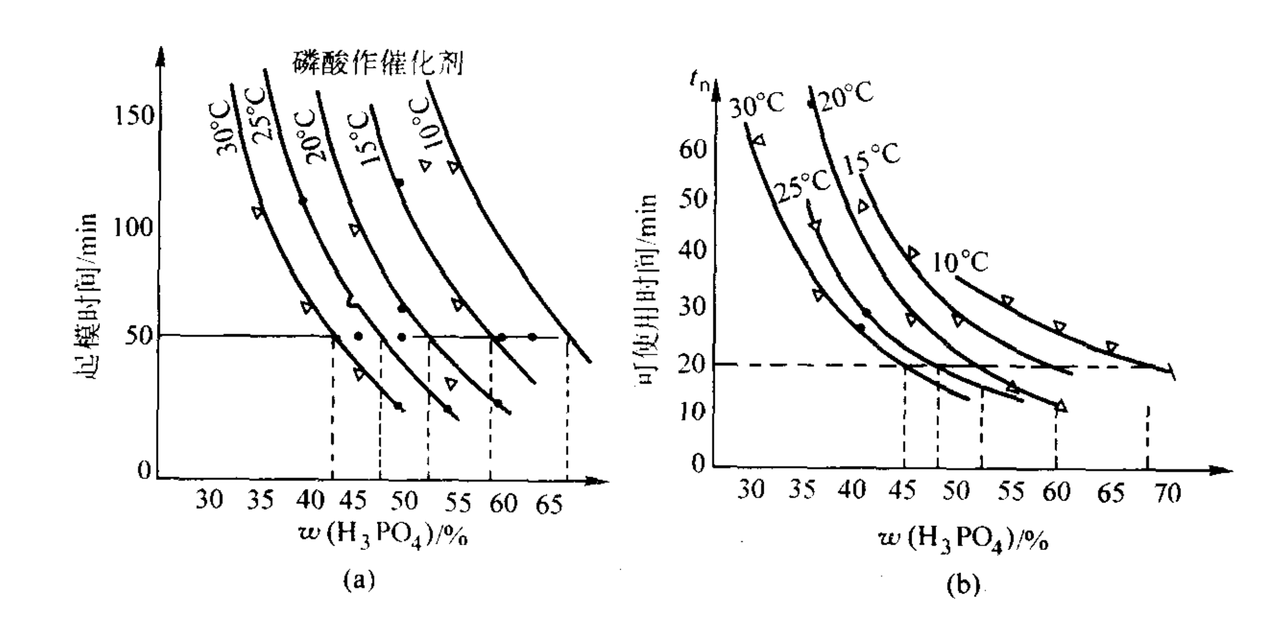


图 4.5-7　在不同温度下固化剂加入量与起模时间

注：固化剂为 H_3PO_4

2.4　工艺性能

1）终强度　指树脂砂在 24 h 的强度值，它应保证型（芯）在搬运、下芯、合型、浇注时有足够的强度不致损坏，这与型（芯）本身的大小、形状和工艺操作的需要有关，一般型砂的终强度为 0.6～0.8 MPa，芯砂为 0.8～1.0 MPa，复杂砂芯为 1.6～2.0 MPa，非铁合金应适当降低。决不要追求过高的终强度，否则会增加树脂的加入量，增加生产成本，增加气孔缺陷倾向，同时也给旧砂再生处理增加麻烦。

表 4.5-20 表示了树脂加入量与 24 h 终强度与比抗拉强度的关系。所谓比强度是指树脂砂的最大强度（有时近似以终强度表示）4.5-20 中可以看出，随着树脂量增加，终强度提高，但不是成正比的上升，对比强度而言，在树脂加入量为原砂重量的 1%附近有一个峰值。也就是说，只有当树脂加入量接近原砂重量的 1%时，树脂的黏结效率才能得到最大限度的发挥。

表 4.5-20　F65 树脂加入量对终强度和比强度的影响

树脂加入量（占原砂重）/%	0.7	1.0	1.5	2	2.5	3
24 h 抗拉强度/MPa	0.9	1.7	2.2	2.6	2.9	3.3
比抗拉强度/MPa	1.29	1.7	1.47	1.3	1.16	1.1

2）表面安定性　树脂砂型（芯）应能承受住搬运时的磨损，浇注时金属液的冲刷和烘烤而不至于引起冲砂、砂眼及机械黏砂等缺陷，因此要求表面安定性大于等于 85%～90%。为了保证树脂砂的表面安定性，要特别注意不可使用超过可使用时间的型（芯）砂，注意型（芯）砂的紧实，同时表面安定性与涂料质量的好坏、涂敷和烘干工艺也有很大的关系。

3）发气量和透气性　树脂砂的透气性比黏土砂、水玻璃砂都高，但发气量也大，因此要特别注意集中排气措施，否则，容易增加气孔缺陷，一般每克树脂砂发气量控制在 10～11 mL 以下，透气性 400 左右较为恰当。型（芯）砂的发气量与回用旧砂的灼烧减量成正比，因此对旧砂的灼烧减量应严加控制。

4）高温强度热变形量和溃散性　呋喃树脂中糠醇含量越多，型（芯）砂的高温强度也越高。一般铸钢件用树脂要求糠醇质量分数在 90%以上，铸铁件用树脂糠醇质量分数为 75%～85%。非铁合金铸件用树脂糠醇质量分数小于 60%。

虽然树脂砂在 500℃左右的残留强度几乎为零。但由于树脂砂导热性差，实际浇注后，只有紧靠金属液的很薄砂层能达到 500℃以上，而离铸件表面较远的砂层，受到的热作用较小，残留强度仍然很高。

采用高温应力应变测定仪测量呋喃树脂砂和水玻璃砂长条试样在 1 300℃的高温下变形曲线结果如图 4.5-8 所示。从 0～t_1，由于树脂焦化和石英遇热相变膨胀，试样向上弯曲，t_1 以后，树脂膜完全烧掉后试样才向下变形。这与水玻璃砂试样一接触到 1 300℃高温迅速向下弯曲，呈现明显的塑性变形形成鲜明的对比。对于薄壁框形铸钢件，由于冷却凝固快，在比 t_1 更短的时间已形成热强度很低的薄薄的凝固层，当它继续冷却收缩时遇到树脂砂芯膨胀的阻碍，将产生较大的应力，这正是呋喃树脂砂热裂倾向明显高于水玻璃砂的重要原因。

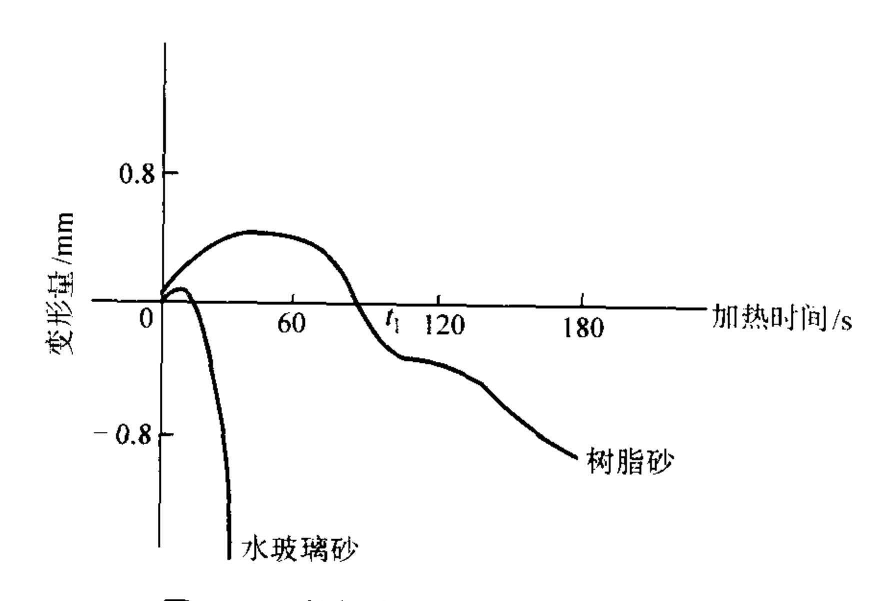


图 4.5-8　长条试样在 1 300℃时的变形曲线

2.5　造型（芯）和浇注工艺

树脂砂流动性好，可以减轻造型舂紧的劳动强度，但填砂紧实的操作决不可马虎，特别是对凹部、角部和活块、凸台下部以及浇注系统各部位，必须切实舂紧，否则容易引起机械黏砂、冲砂和砂眼等缺陷。

由于树脂砂有严格的可使用期限制，必须严格按工艺规程在规定的时间内完成全部造型（芯）的操作。

起模时间要控制恰当。太早，砂型（芯）强度不够，会产生局部塌型或变形；太晚，因砂型（芯）强度高，摩擦阻力大，造成起模的困难。经验判断方法是手持 3～4 in 铁钉向型（芯）内扎，扎不进去时，就可以起模了。

在机械化流水线上，采用微振台（一般频率为 47～

50 Hz，振幅为0.4～0.8 mm为宜）紧实型（芯）砂，利用翻转起模机进行起模，可以显著提高紧实和起模的效率和质量。

凡是铸型（芯）接触液体金属的部分都要上涂料，以保证铸件达到应有的表面粗糙度值。上涂料通常采用刷涂方法，这种方法虽然劳动度大，但适应性广。在流水线上较多采用流涂方法，但流涂法对涂料性能要求较高。

上涂料之前，型（芯）必须有一定的强度，表面安定性好，必要时采用短暂烘干工序以保证上涂料的质量。刷水基涂料后必须烘干，烘干温度为150～180℃，烘干时间视型（芯）尺寸大小而定，一般为0.5～2 h。

由于树脂砂的发气量大，合型时必须注意使所有的型（芯）通气道畅通无阻，工艺设计时也要设置足够的通气冒口。

2.6 对模样和芯盒材料的要求

在单件小批量生产时，多采用木材；批量较大时，可采用金属框架，充填塑料（或玻璃钢）。采用金属材料时，寿命更长，但要注意当气温较低时，它会延长树脂砂的硬化时间，使型（芯）表面质量变坏。

树脂砂型（芯）要特别注意模样和芯盒表面平滑无瑕，以减少起模时的摩擦阻力，模样突出部位要做成活块，芯盒结构最好采用可拆式。

树脂砂的砂铁比对旧砂的灼烧减量、铸件成本等有很大的影响。日本阀门行业树脂砂砂铁比约为2.5，东芝机械津清工场为2.1，美国约为0.8～2.5。目前我国不同铸铁件砂铁比的控制指标可参考表4.5-21所示。

表4.5-21 不同铸铁件砂铁比的控制指标

铸件重/t		<0.1	0.1～0.5	0.5～1	1～3	3～5	5～10	10～20	>20
砂铁比	单件	3.2	3.0	2.8	2.6	2.4	2.2	2.0	1.8
	小批	3.0	2.8	2.6	2.4	2.2	2.0	1.8	—

注：薄壁件向左推移1～2档。

树脂砂的吃砂量显著小于黏土砂，其值主要根据铸件大小、壁厚不同而定，一般砂箱壁吃砂量可取20～50 mm，铸件上下面吃砂量可取40～100 mm。上面吃砂量过小会降低铁液压头，这时可通过设浇口杯、冒口圈、出气孔圈来弥补。

根据树脂砂抗高温铁液冲刷能力较差和发气量较大的特点，在设计浇注系统和浇注工艺时应注意：

1）采用快速浇注原则，缩短浇注时间。铸铁件的浇注时间可参考表4.5-22。

表4.5-22 铸铁件浇注时间

铸件质量/kg	<100	<1 000	<4 000	>4 000
浇注时间/s	5～10	10～25	25～40	40～60

为实现快速浇注，可采取扩大浇注系统截面积，增加直浇道数量（多包同时浇注），加大浇口杯容量等措施。

2）封闭、底注，内浇道适当分散。

3）恰当处理脏铁液。初期浇入铸型的铁液起到“清道夫”的作用，保护了后续铁液的清洁度，但要注意将其导入出气口，溢流冒口或铸件不重要的部位。

4）采用耐火陶瓷管或耐火砖片做浇注系统增加抗冲刷能力。

5）浇注时贯彻平稳、大流量、连续不间断、严格挡渣、及时点火引气的原则，浇口杯容量应适当，浇注时保证直浇道始终处于充满状态。

2.7 旧砂再生及再生砂质量控制

（1）概述

浇注后，树脂将在金属铸件的热作用下灼烧，与铸件距离不同的部位受热灼烧的程度不同。

图4.5-9表示了树脂加入量为原砂质量的1.5%时，浇注后与铸件不同距离型砂中黏结剂残留量（质量分数）变化的情况。Ⅰ区是热再生区，由于高温金属的直接接触，树脂膜被烧掉；Ⅱ区是热作用区，树脂受热碳化，呈多孔海绵状的焦化物沉积在砂粒表面；Ⅲ区是热硬化区，树脂变脆；Ⅳ区是硬化区，树脂膜完好地包裹在砂粒表面，甚至其强度比浇注前还有所增加。

砂型					
砂箱	Ⅳ	Ⅲ	Ⅱ	Ⅰ	铸件
	1.5%	1.25%	0.9%	0%	

图4.5-9 浇注后与铸件不同距离黏结剂残留量变化情况

旧砂是以上四个部分的混合体。铸件散发的热量越少、砂型的厚度越厚，砂型中Ⅳ、Ⅲ区域占的比重就越大。这样的旧砂必须经过再生处理才能利用。再生的任务是：①使结块砂团破碎。②去除砂粒表面的黏结膜。③去除渗入砂中的铁豆、碎铁块。④去除大部分灰分和微粉。

旧砂再生的意义在于：①最大限度地减少因废砂排除造成的环境污染，使90%以上的废砂可以再生回用。②由于再生砂颗粒表面光滑，粒度分布均匀，微粉少，可节约树脂20%以上。③再生砂热稳定性好，热膨胀少，化学性能稳定，酸耗值降低，树脂砂性能容易控制，有利于提高铸件质量，减少脉纹、机械黏砂等缺陷。因此，目前国内普遍推广旧砂再生技术。

目前，国产S52系列树脂砂再生成套设备参见表4.5-23。该系列产品主要由砂块破碎机、磁选机、筛砂机、再生机、风选装置、砂温调节器等组成，见图4.4-39。

表4.5-23 S52系列树脂砂再生成套设备

型 号	S523	S524	S528	S5216
生产能力/$t\cdot h^{-1}$	4	5	10	20
除尘风量/$m^3\cdot h^{-1}$	—	20 000～24 000	24 000～30 000	36 000～40 000

树脂砂旧砂再生一般采用干法，其工艺流程及采用的相关设备如图4.5-10所示。

（2）旧砂再生及后处理设备工作原理

1）振动破碎再生机 从振动落砂机落下的旧砂必须首先经过破碎，将大小不等的砂块破碎成砂粒，然后经过磁选和过筛去除砂中的铁质和杂物。图4.5-11是美国DF、德国FAT等一些公司生产的水平式振动破碎再生机。通过安装在底部的两台交叉对称的振动电动机，使旧砂块相互撞击，砂

块在振动和输送过程中破碎，同时靠砂块之间的摩擦去掉砂粒表面的树脂膜、烧枯的碳化物质，使旧砂得到再生。这种再生装置兼有破碎和再生两种功能，但一般脱膜率比离心撞击式低。图 5-12 是德国 Klein 公司生产的直式螺旋振动破碎再生机。只经过振动破碎再生机再生的过程有时也称为“软再生”。

2）离心撞击式再生机　图 4.5-13 是 RC 型机械离心撞击式再生机的结构示意图。旧砂从上部导管 5 落下，经高速旋转叶片 2，将砂子抛向冲击环圈 3，在冲击环圈中，砂子三次撞击折射，砂粒间相互摩擦、撞击，使小砂团破碎，砂粒表面的惰性膜破裂，达到脱膜目的。一次循环脱膜率达不到要求时，可将旧砂再返回处理或将二、三台同样机组串联使用。

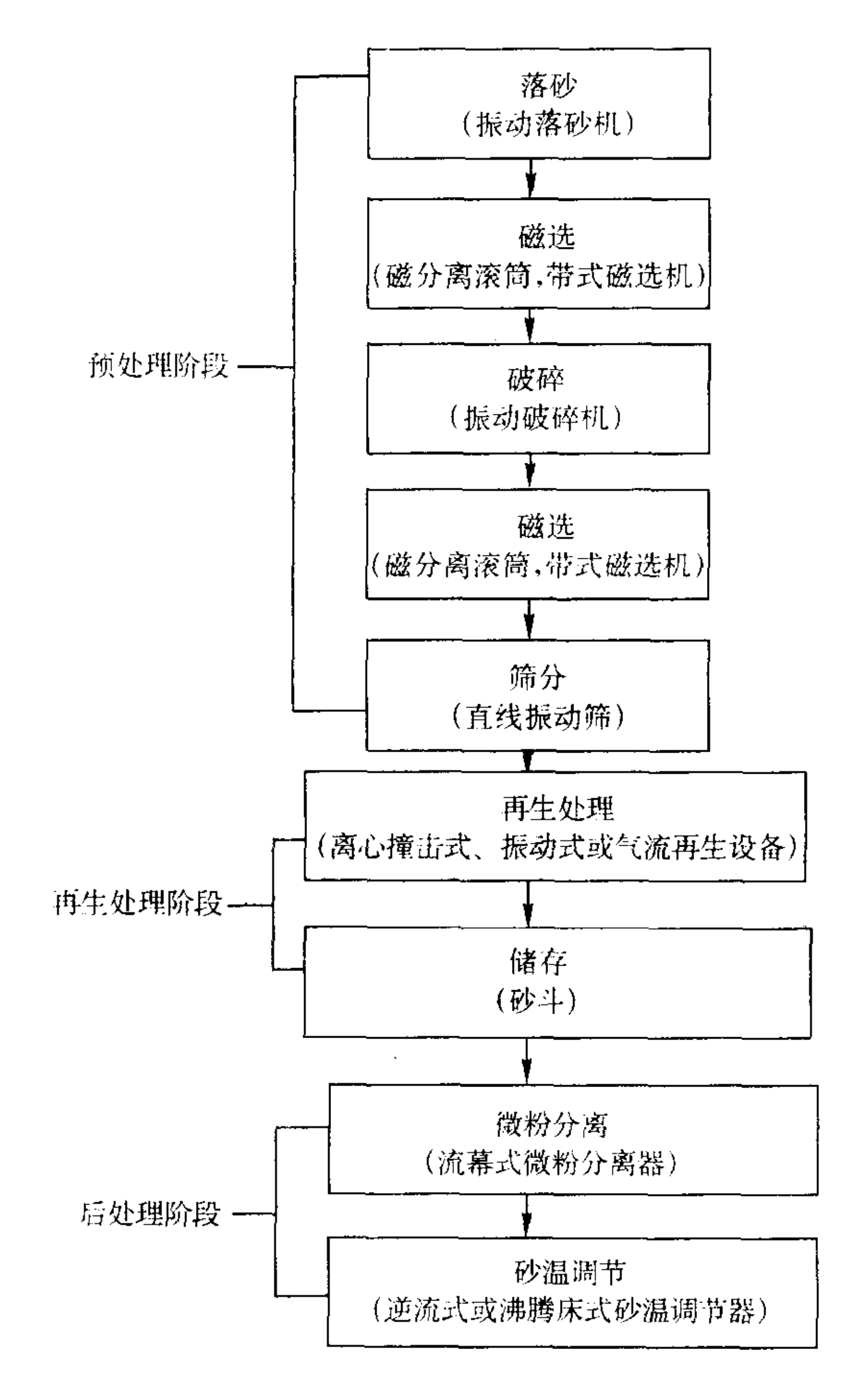


图 4.5-10　树脂自硬砂干法再生工艺流程及采用的相关设备

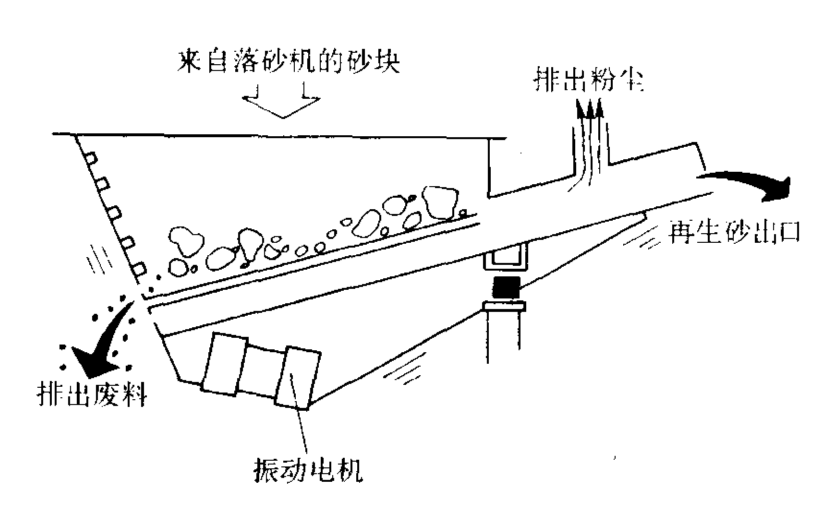


图 4.5-11　美国 DF 公司振动破碎再生机示意图

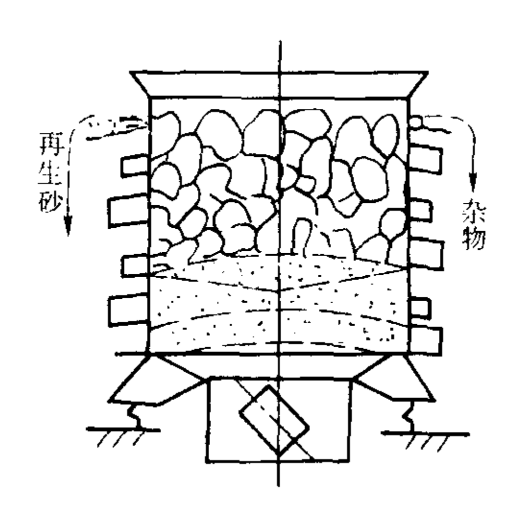


图 4.5-12　立式振动再生装置示意图

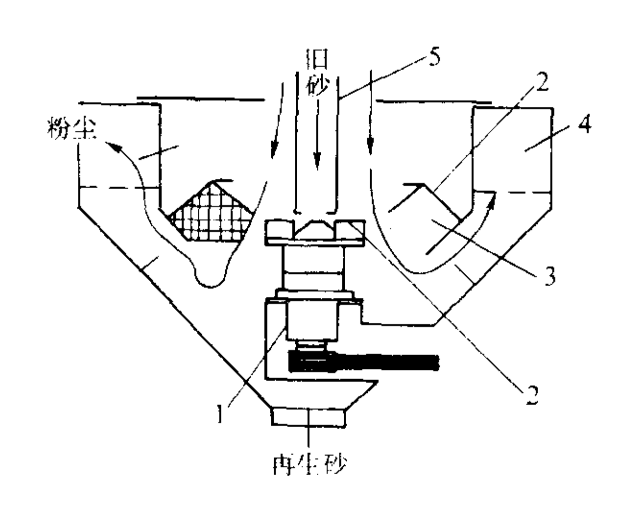


图 4.5-13　日本太洋 RC 型机械离心撞击式再生机原理图

1—联轴器；2—转子叶片；3—冲击环圈；4—壳体；5—导管

3）气流再生设备　其工作原理图见图 4.5-14 所示。它是利用一台大功率的高压风机使砂子在高速气流的作用下，以较高的悬浮速度流动、摩擦并与靶盘 5 撞击去除砂粒表面的惰性膜，如撞击一次满足不了脱膜率要求时，可重复撞击 2 ~ 3 次。这种再生方法砂子容易细化，要求原砂耐冲击强度高。

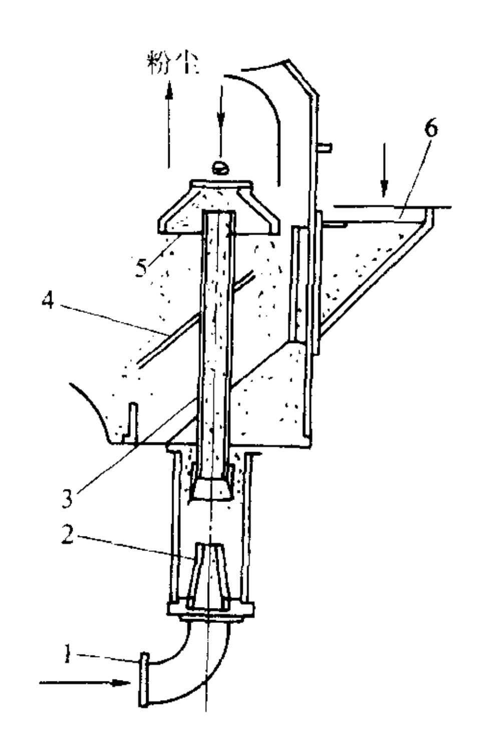


图 4.5-14　日本新东公司 PNR 型气流冲击再生机原理图

1—气流入口；2—喷嘴；3—喷砂筒；4—挡板；5—靶盘；6—旧砂入口

4）搅拌摩擦再生装置　当树脂自硬砂的铁砂比大于 1:5 时，可采用机械搅拌摩擦装置（见图 4.5-15、图 4.5-16），提高起模效果，即减少旧砂的灼烧减量。

5）微粉分离设备　图 4.5-17 是流幕式微粉分离器的工作原理图，砂子从砂斗 4、挡板 5 处流下，从进风口 6 水平

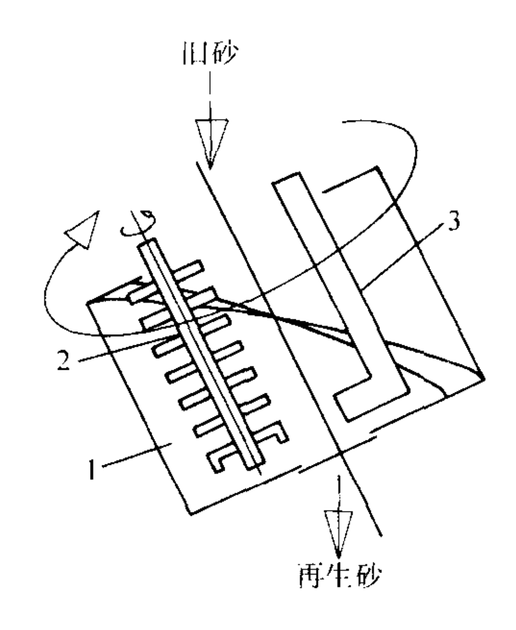


图 4.5-15 逆流摩擦式再生机原理图
1—筒壁（顺时针转动）；
2—转子（逆时针自转，轴心位置固定）；
3—刮板（固定）

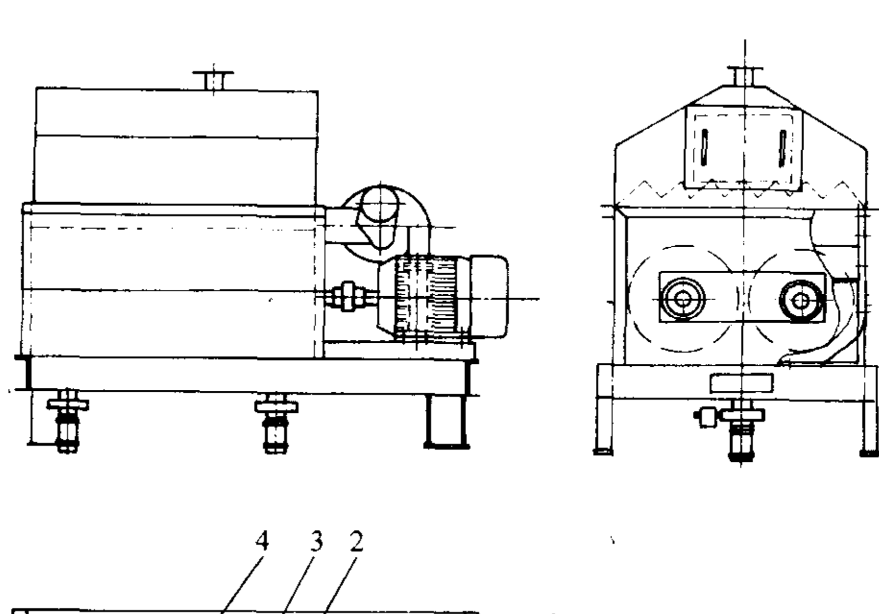
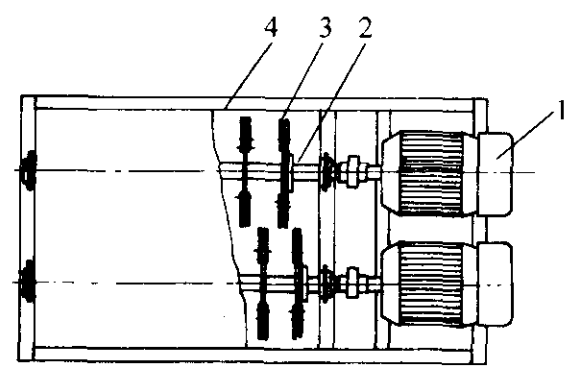



图 4.5-16 德国 GFA 公司卧式搅拌摩擦装置
1—驱动电动机；2—轴；3—叶片；4—砂槽

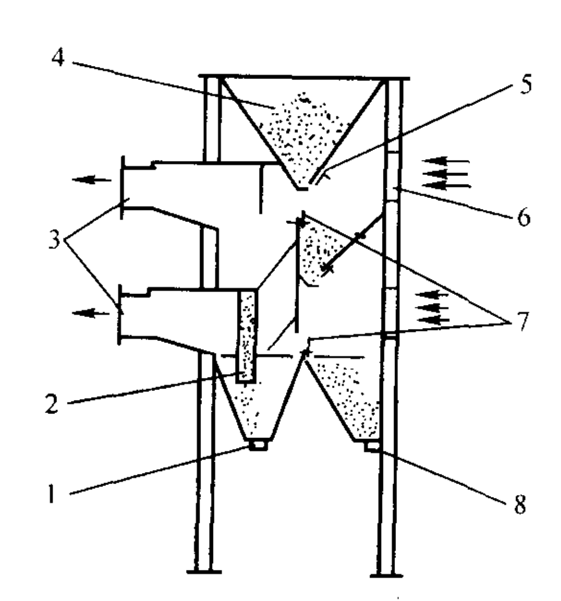


图 4.5-17 流幕式微粉分离器
1—微粉排出口；2—溜管；3—抽风口；4—砂斗；
5—挡板；6—进风口；7—立挡板；8—出砂口

方向鼓风，将颗粒小、密度低的微粉及粉尘经抽风口 3 带走，进入沉降室，正常的砂粒直接落下到立挡板 7 上再进行第二次分选。调节挡板 5 可控制砂子流量，通过调节风量、风速可以控制除尘效果。

6）砂温调节装置　图 4.5-18 是逆流式砂温调节器原理图，它以水作为加热和冷却介质，利用砂子与水管间的热交换调节温度。为了提高热交换效率，在水管上设有很多散热片。为了保证调温准确，采用测温仪表和料位控制等监测手段，自动操纵加料和卸料。水温通过冷水和温水调配到恰当温度后由泵输入砂温调节器。

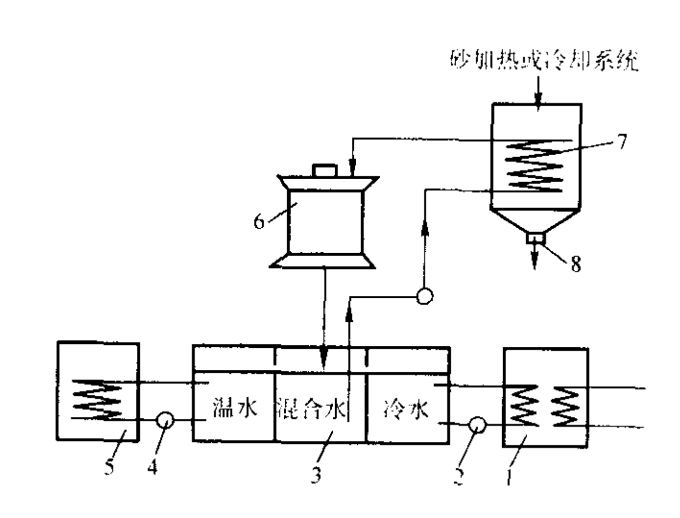


图 4.5-18 逆流式砂温调节器原理图
1—冷却水装置；2、4—水泵；3—冷却水箱；5—温水装置；
6—冷却塔；7—水管及散热片；8—出砂口

图 4.5-19 是另一种砂温调节装置 FKS 型沸腾床示意图。经破碎的砂子从左上方入口加入，在预先流化床 8 内，在强气流作用下吹入沸腾床内，较大的杂质、砂团落下经卸料阀 7 排出，砂子则进入沸腾床内。沸腾床底布满了喷嘴，高压气流呈螺旋状使砂子沸腾，粉尘、微粉被除尘风机经除尘口 15 抽走，同时带走大量热量。砂子在沸腾状下漫过隔板，经出砂口 19 流出。沸腾床内通水管 14，必要时通过冷水（或热水）调节砂温，电接点温度计 17 可测量砂温。出砂口有上下料位计 16 和 18 控制砂量。

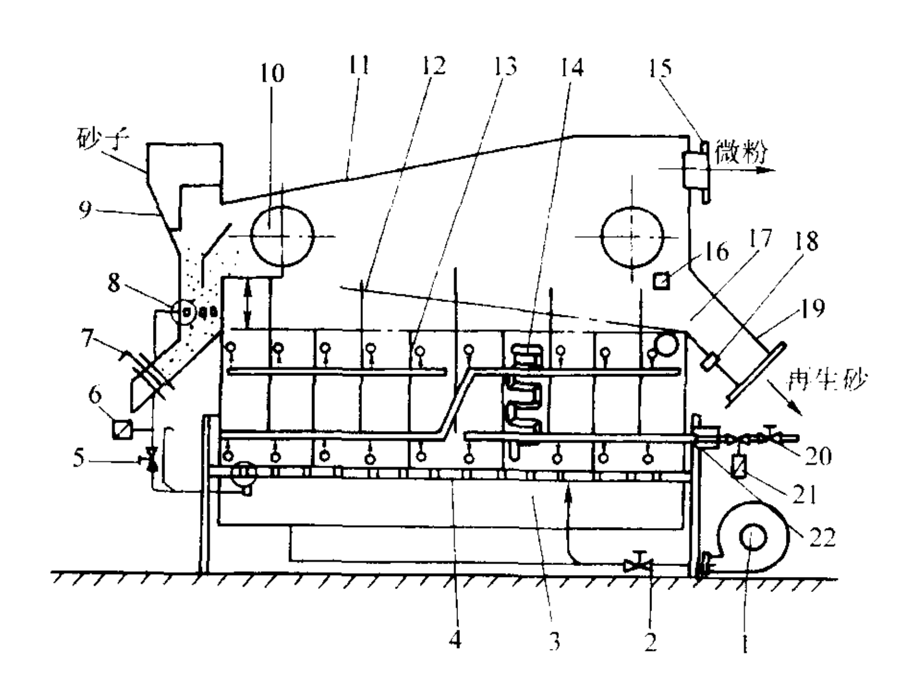


图 4.5-19 FKS 型沸腾床示意图
1—风机；2—蝶阀；3—稳压箱；4—喷嘴隔板；5、20—球阀；
6—压力开关；7—卸料阀；8—预先流化床；9—预先流化槽；
10—观察窗口；11—沸腾床体；12—高隔板；13—低隔板；14—水管；
15—除尘口；16—上料位计；17—电接点温度计；18—下料位计；
19—出砂口；21—电磁水阀；22—流量调节阀

(3) 旧砂再生设备主要指标

1) 脱膜率 再生设备去除砂粒表面树脂惰性膜的能力可表示为

再生设备脱膜率 =

$$\frac{\text{再生前平均灼烧减量}-\text{再生后平均灼烧减量}}{\text{再生前平均灼烧减量}}\times 100\%$$

2) 再生砂粒度变化 即再生时热作用和机械作用可能造成砂粒破碎，一般要求经两次再生后的砂子，粒度分布与原砂粒度分布相差不得大于一个筛号。这就不仅要求再生设备减少砂粒的破碎，也希望原砂本身具有足够的抗压破碎性，为此要求 SiO_2 质量分数在90%以上。

3) 再生装置的旧砂回用率 再生后旧砂的回收砂量与投入再生机的砂量（不包括没能破碎的砂块及磁选废料）的百分比，即

旧砂回用率 =

$$\frac{\text{回用砂质量}}{\text{投入砂总质量}-(\text{不破碎砂块质量}+\text{磁选废料质量})}\times 100\%$$

一般旧砂成套装置的旧砂回用率大于90%。

4) 再生装置能力 可按下式计算

$$R_p=\frac{KCS}{Dt}$$

式中，R_p 为再生装置的生产能力，t/h；C 为铸件产量，t/月；S 为砂铁比；D 为每月平均工作天数；t 为再生装置每天工作时间，h；K 为取决于铸件大小的系数，$K=1\sim2$（小件取1，大件2）。

一般来说，铸件产量1 000～3 000 t/年时，采用5 t/h再生设备；产量3 000～5 000 t/年时，采用10 t/h再生设备；产量5 000～10 000 t/年时，采用15～20 t/h再生设备。

(4) 再生砂的质量控制指标

再生砂的技术指标受以下因素的影响：黏结剂、固化剂的种类、加入量、浇注金属的种类、浇注温度、铸件的大小、表面积与体积的比、砂铁比、从浇注至落砂的时间长短、砂子的形状、结构、粒度分布以及再生装置的结构、再生方法和再生效率等等。在通常情况下，各种再生砂质量控制标准列于表4.5-24。

表4.5-24 再生砂质量控制指标

用 途	材 质	灼烧减量（质量分数）/% <	酸耗值/mL <	pH值 <	200筛号～底盘量（质量分数）/% <	底盘量（质量分数）/% <	含水量（质量分数）/% <	含氮量（质量分数）/% <
酚醛脲烷类	灰铸铁	3.0	—	8	3.0	0.5	0.2	—
呋喃树脂类	灰铸铁	3.0	2.0	5	0.8	0.2	0.2	0.1
呋喃树脂类	碳钢	1.5	2.0	5	0.8	0.2	0.2	0.03
呋喃树脂类	铸铝	4.0	1.0	6	0.8	0.2	0.2	—
呋喃树脂类	铸铜	2.5	1.0	6	0.8	0.2	0.2	—
多元醇尿烷类	铸铝	5.0	—	7	—	0.4	0.2	—

1) 粒度分布 140筛号以下的微粉含量是一个十分重要的指标，它不仅影响树脂砂的强度（微粉质量分数每增加0.5%，树脂砂强度下降20%），而且还会降低树脂砂的表面安定性。由于要增加黏结剂的含量而使再生砂灼烧减量增大，从而容易引起气孔缺陷，因此微粉要严加控制。当旧砂再生系统运行中除尘系统出现问题时，往往会造成微粉量激增。如果除尘系统正常，经过多次除尘后，再生砂中的微粉应该比新砂低，要求微粉质量分数小于0.8%（其中底盘上的粉尘质量分数小于0.2%）。此外，要求再生砂中水的质量分数小于0.2%。在潮湿季节，大气湿度高，更要严加控制。当采用风力除尘时，由空气带入的水分往往使再生砂残留水量升高，应予足够重视。一般粒度分布、微粉含量、含水量至少每月测定一次。

2) 灼烧减量与残留含氮量 灼烧减量是存在于砂粒中可以烧掉的有机物质的量，它与发气量几乎呈直线关系，过大，往往容易产生气孔，但也不宜太小，再生砂表面薄薄的一层残留黏结剂覆盖层，对提高再生砂的强度有好处，一般铸钢件灼烧减量质量分数控制在小于1.5%，铸铁件质量分数小于3.0%，铸铝件质量分数小于4.0%。

灼烧减量与残留含氮量成正比（见图4.5-20）。旧砂中残留含氮量，开始时随自硬砂反复回用次数的增加而增加，不久即达到饱和稳定状态（见图4.5-21所示）。

从图4.5-21可看出，高呋喃树脂砂残留含氮量少，低呋喃残余含氮量最高，其含氮量随脲醛树脂含量增加而增大，酚醛脲烷树脂砂残留含氮量随聚异氰酸酯加入量增加而增大。

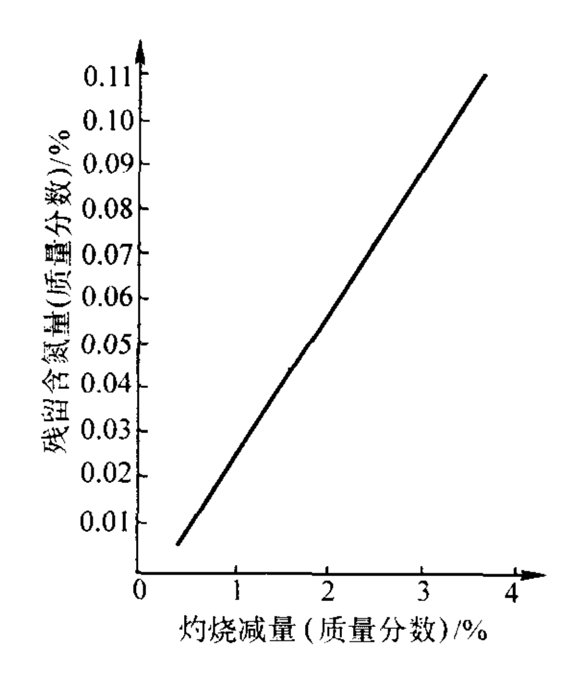


图4.5-20 反复回用的旧砂灼烧减量与残留含氮量关系

3) 酸耗值与pH值 新砂和再生砂的耗酸值举例于表4.5-25中，可见再生砂的耗酸值比新砂低得多。一般要求再生砂的酸耗值在2 mL以下，使配制的自硬呋喃树脂砂的pH值控制在3～6。

当树脂砂中残留含氮量超过一定的极限值，铸件就会产生氮气孔，各类铸件树脂砂中的残留含氮量极限值见表4.5-26。

在日常管理中，对于残留含氮量可每月测定一次，平时则可通过测定灼烧减量来控制残留含氮量。

影响灼烧减量的主要因素有：

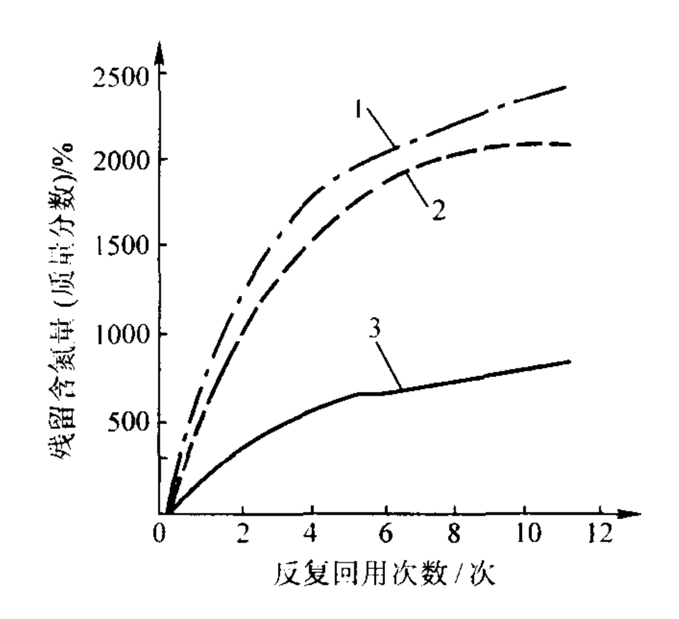


图 4.5-21 树脂自硬旧砂中残脲留含氮量与反复回用次数的关系
1—低呋喃树脂砂；2—酚醛尿烷树脂砂；3—高呋喃树脂砂

表 4.5-25 新砂与再生砂耗酸值对比举例

砂种类	pH = 3	pH = 5	pH = 7
50 g 新砂耗酸值/mL	13.6	12.95	12.74
50 g 再生砂耗酸值/mL	0.41	≈1.64	≈2.68

表 4.5-26 树脂砂中的允许含氮量（质量分数） %

铸造合金	树脂砂	黏结剂
灰铸铁	0.15～0.25	8～15
球墨铸铁、低合金铸铁	0.06～0.10	3～6
铸钢、高合金铸铁	0.01～0.02	0.5～1.0

① 砂铁比、黏结剂燃烧分解率与砂铁比的关系见图 4.5-22，当砂铁比为 3、4、5 时，黏结剂的燃烧分解率分别为 20%、15% 和 10%。显而易见，随着砂铁比变少，灼烧减量也减小。

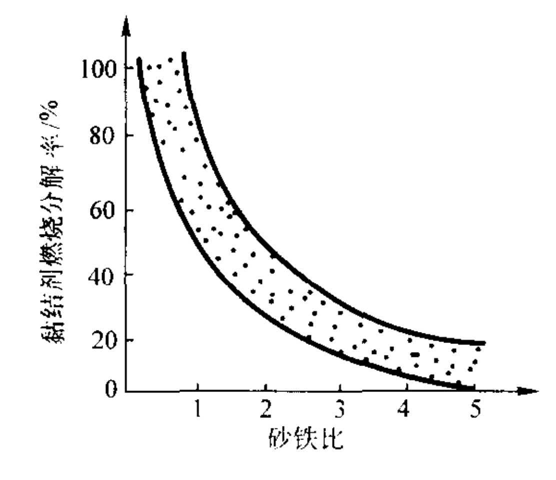


图 4.5-22 砂铁比与黏结剂燃烧分解率的关系

② 铸件表面积与体积的比值，比值越大，黏结剂烧失越多，即灼烧减量越小。

③ 合金的浇注温度高，开箱时间长，黏结剂燃烧分解率大，灼烧减量小。

④ 再生设备脱膜率高，灼烧减量就小。

降低再生砂灼烧减量的措施：

① 减小树脂用量，可能时将面砂、背砂分开。

② 采用专用工装，降低砂铁比。

③ 提高再生效率，保持再生设备正常运转。

④ 补加新砂。

4）砂温 再生砂的温度在 20～30℃可以直接放入混砂机中，否则将严重影响硬化速度；当砂温高于 30℃时或低于 20℃时，需要启动砂温调节器使砂温保持在 20～30℃范围内，以保证生产的正常运行。

（5）再生树脂砂的性能

1）强度 表 4.5-27 为相同型号的树脂和固化剂，并在其他条件也相同的情况下，分别用新砂、再生砂配制的自硬呋喃树脂砂的性能。从表中可以看出，在树脂加入量都为原砂质量的 1%时的情况下，再生树脂砂的强度明显高于新砂树脂砂。而且在树脂加入量为原砂质量的 0.8%时再生树脂砂的强度，也比加入量为原砂质量的 1%时的全新树脂砂高，即树脂加入量可以减少 20%以上。与此同时，再生砂的酸耗量明显降低，硬化速度也有很大提高，可节省较多的固化剂，使用再生砂对降低成本，减少污染和气孔缺陷都是有利的。

表 4.5-27 新砂、再生砂以及树脂和固化剂加入量对酸自硬树脂砂强度的影响

砂种类	树脂加入量（占原砂质量）/%	固化剂加入量（占树脂质量）/%	抗压强度/MPa					表面安定性/%	造型密度/g·cm^{-3}
			1 h	2 h	3 h	4 h	5 h		
新砂	1	40*	0.44	2.2	3.37	4.6	5.0	89.3	1.55
		45	0.767	2.03	2.93	3.9	4.63	89.5	1.52
		50	0.93	2.27	2.47	3.55	4.5	88.8	1.54
再生砂		25	0.66	3.1	4.03	5.1	5.63	89.8	1.53
		30*	1.1	3.4	4.47	5.4	6.3	93.1	1.58
		35	1.8	3.67	4.43	5.3	5.63	92.5	1.54
	0.8	25	1.07	3.47	4.07	4.6	5.03	88.8	1.59
		30*	1.67	3.83	4.43	4.5	5.67	89.4	1.54
		35	1.63	4.0	4.1	4.4	5.1	89.1	1.52

注：1. 砂温 24℃；室温 23～24℃；湿度 68%～77%。
2. 表中带 * 者为合适的固化剂加入量。

表 4.5-28 是日本丰田工厂用新砂与使用 4 次，34 次及半年的再生砂性能变化的对比。

2）表面安定性与造型密度，从表 4.5-27 可知，再生树脂砂的表面安定性和造型密度与新砂树脂砂差别不大。

3）反复回用的旧砂，热胀率减少，因而使脉纹、黏砂缺陷减少。

4）发气量、发气速度　新砂、再生砂及分别用它们配制的自硬树脂砂，其发气量和发气时间（速度）见表 4.5-29，从表 4.5-29 可以看出再生砂的灼烧减量比新砂高，用它们配制的自硬树脂砂在其他条件相同时，发气量也比新砂树脂砂高，它们的发气量与发气速度对比见图 4.5-23。

表 4.5-28　日本丰田工厂所用新砂和再生砂的对比

砂　类　型		新　砂	再生 4 次	再生约 34 次	使用半年
粒度分布/%	20 筛号				0.1
	28 筛号	8.6	7.6	6.5	8.5
	35 筛号	45.9	40.6	35	30.3
	48 筛号	29.2	35.0	31	31.4
	70 筛号	10.8	11.8	17	21.5
	100 筛号	4.4	4.3	9.1	7.3
	145 筛号	0.8	0.6	1.2	0.8
	200 筛号～底盘	0.3	0.1	0.1	0.1
粒度指数		60.2	60.3	66.8	66
透气性		500～600	400～450	351	345
树脂加入量（占原砂质量）/%		1.1	0.9	0.72	0.7
固化剂量（占树脂质量）/%		45	55	40	40
抗压强度/MPa		3.87	4.17	4.23	4.2
表面安定性/%		97	97	98	98
灼烧减量（质量分数）/%		0.2	1.0	1.8	1.8
室温/℃		15	12.5	17	11
砂温/℃		16	18	14.5	9
相对湿度/%		76	91	73	55

表 4.5-29　灼烧减量与发气量和发气时间的关系

砂种类	树脂加入量（占原砂质量）/%	固化剂加入量（占树脂质量）/%	灼烧减量（质量分数）/%	发气总量/mL（1 000℃）	发气时间/s	发气量累计/mL 发气时间累计/s 5	10	15	20	25	30	35	40
新砂	0	0	0.23	2.6	35	1.5	1.9	2.3	2.7	2.9	3.2	3.3	
	1	40	1.38	6.0	40	2.6	3.5	4.7	5.4	6.2	6.8	7.3	7.6
再生砂	0	0	1.79	5.4	35	3.3	4.2	4.9	5.5	6.1	6.4	6.7	
	1	30	2.88	8.3	40	4.4	6.2	7.6	8.5	9.4	10	10.2	10.5
	0.8	30	2.68	7.9	40	4.3	5.8	7	8.1	9	9.5	9.7	10

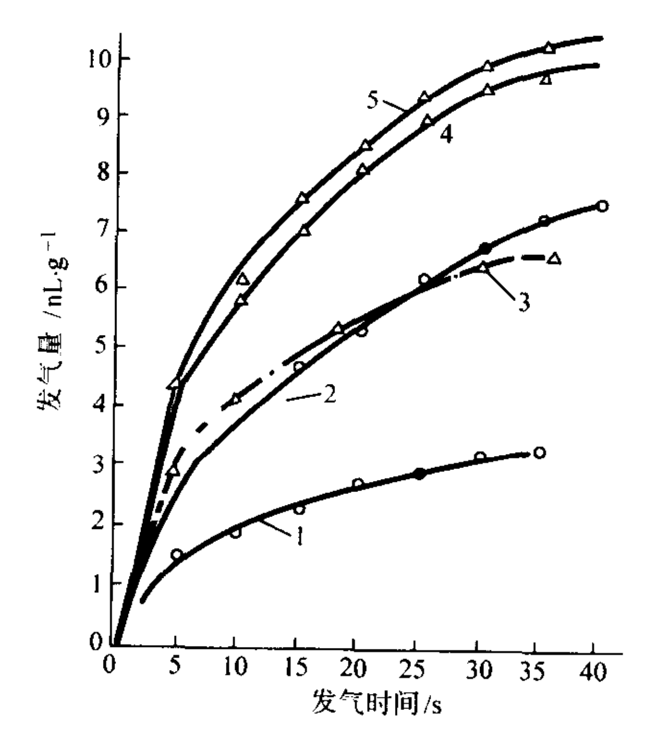


图 4.5-23　每克树脂砂发气量及发气时间的对比

1—新砂；2—再生砂加砂质量 1%的树脂；3—再生砂；4—再生砂加砂质量 0.8%的树脂；5—新砂加砂质量 1%的树脂

2.8　酸自硬树脂砂的常见缺陷及预防措施（见表 4.5-30）

2.9　环境卫生

采用酸固化的树脂自硬砂代替传统的黏土干型砂后，能改善环境卫生，但也会增加新的污染源，应采取防治对策，使环境的污染控制在国家环保标准以下，把影响工人身体健康降低到最低程度。表 4.5-31 是酸自硬树脂砂的环境卫生状况，表 4.5-32 列出了国内外对有害物质最大允许含量的规定。

2.10　生产应用实例

沈阳第一机床厂为适应出口机床的需要，于 1985 年建成自硬树脂砂生产线（包括移动式双臂混砂机、搅龙芯砂混砂机，日本太洋铸机的旧砂再生装置），生产各类机床铸件，最大铸件质量 16 t，最小铸件质量 10 kg，最大铸件壁厚 120 mm，最小壁厚 6 mm，型砂配比和主要技术指标见表 4.5-33。

表 4.5-30 酸固化树脂自硬砂常见缺陷及预防措施

缺陷名称	产生原因	防止措施
气孔	1）树脂或固化剂加入量过多，树脂含氮量过高，型（芯）未完全硬化就浇注，使发气量大 2）涂料质量不良或干燥不充分，使型（芯）中残留水分过高 3）旧砂再生不良，微粉的灼烧减量超标使透气性降低，发气量增大 4）造型（芯）和合型操作不当，使通气道被堵塞或砂芯出气不良 5）浇注系统设计不当。浇注速度过慢，压头过低，断流，使浇注系统未被金属液充满 6）金属冶炼质量欠佳，含氧量高	1）将黏结剂、固化剂的加入量降到最低限度，选用低氮或无氮树脂，在型（芯）充分硬化后再浇注 2）严格控制涂料质量，严格涂料烘干工艺。醇基快干涂料中溶剂水质量分数不大于5%。保证涂料有足够的浓度。合型前用喷灯进行一次全面烘烧 3）严格控制再生砂的灼烧减量与微粉含量在规定的允许范围内 4）加强技术培训，严格工艺规程，保证型（芯）排气通畅 5）优化工艺方案设计，尤其应重视浇注系统及排气系统设计，浇注时控制好速度，不能断流，浇注后及时点火引气 6）加强金属液脱氧。加入质量分数为0.05%Ti，形成TiN，防止氮气孔析出
机械黏砂	1）原砂粒度太粗或分布过于集中，砂粒间间隙大 2）型（芯）砂流动性差或使用超过可使用期的树脂砂，使型（芯）砂紧实度不够，表面安定性差 3）涂料耐火度不够，涂层太薄或施涂不当 4）金属液温度过高，静压头大	1）采用细砂、粒度分布在四、五个筛号的原砂 2）提高型（芯）砂的流动性，保证型（芯）砂的充填紧实度和表面安定性；必要时在型砂中加入质量分数为0.5%～2.0%氧化铁粉以减少孔隙率，提高热强度；对厚大铸钢件还可采用高温下产生固相烧结的铬铁矿砂，防止钢液渗透 3）保证涂料有足够的耐火度、厚度和渗入深度，严重受热的部位可涂双层或多层涂料 4）浇注温度不宜过高，尤其是铸钢件
毛刺（脉纹、飞翅）	硅砂高温相变膨胀率（6%），大大超过涂层膨胀率（2%），将涂层拉裂，金属液沿裂缝渗入	1）采用反复回用的旧砂，可显著降低型砂的膨胀率 2）型砂中加入质量分数为1%～2%的Fe_2O_3粉，可增加热塑性，减少膨胀率 3）适当降低浇注温度 4）使用热膨胀率小的锆砂铬铁矿砂，减少脉纹缺陷产生
裂纹	1）呋喃树脂砂冷却速度慢，浇注后树脂焦化形成坚硬的碳化骨架，退让性差，使铸件收缩受阻 2）固化剂中的硫渗入铸件表层，使热强度下降，在热节缩孔部位形成裂纹源 3）铸钢件固－液相共存区宽，收缩率大，发生热裂的倾向最严重，尤其是结构复杂，壁厚差大和薄壁框形铸件在收缩阻力大的部分，最容易产生裂纹缺陷	1）提高型（芯）的退让性，如在型砂中添加质量分数为2%～3%的木粉等溃散剂；造型时在背砂中埋入泡沫塑料块，尽量减薄型（芯）的吃砂量，做空心芯 2）优化浇注系统设计，加强补缩，减少缩松缩孔引起的裂纹。合理使用冷铁和其他激冷措施或在易发生裂纹的部位用膨胀系数低、传热速度快的锆砂与铬铁矿砂代替硅砂 3）在易发生裂纹处设置防裂肋，在允许时加大圆角半径 4）采用具有屏蔽能力的涂料，防止型（芯）砂中的硫渗入铸件
渗碳渗硫球化不良	1）由于树脂碳化，低碳钢和低碳不锈钢铸件表面出现2～3mm的渗碳层 2）采用磺酸类固化剂时，在不锈钢或球墨铸铁件表层出现1～3mm的渗硫层，造成球化不良，铸件表面性能恶化	1）在砂型或涂料中添加适量氧化剂如氧化铁粉，采用屏蔽性强的涂料，加大涂层厚度，减少渗碳层深度 2）开发多种含强力脱硫剂的特种涂料，采用屏蔽性好的涂料。在球化处理时，适当增加一些球化剂用量
铸件尺寸精度超差	1）由于模样用木材未干燥透，含水量超标引起模样变形，或损坏后未及时修复 2）砂箱刚度不够，模板或砂箱定位不准或松动 3）工艺参数选择不当，如芯头间隙过大，收缩率选择不恰当 4）造型操作不当，如起模时间过早，型（芯）强度不够引起变形	1）制模木材经过充分干燥，控制含水率，发现模样破损必须及时修复 2）保证砂箱刚性，箱带可简化，但不能省掉；模板定位应始终保持准确 3）合理选择工艺参数，不要照搬黏土砂的工艺设计参数 4）起模不宜过早，起模后型（芯）安放平稳，防止变形

表 4.5-31　酸固化树脂自硬砂的环境卫生状况

对环境卫生的改善	新增污染源及影响	防　治　对　策
1）由于采用自硬砂，拆除了烘窑，烟尘减少 2）各工部粉尘可下降到 3 mg/m^3 以下：混砂工部下降 2.6 倍，造型工部下降 0.5 倍，开箱处下降 1.54 倍，旧砂回用处下降 2.27 倍 3）噪声下降到国家标准 85 dB 以下 4）旧砂 90% ~ 95% 再生回用，减少固体废弃物排放量 5）提高金属液利用率、金属液消耗减小 5% ~ 15%，从而减少熔化过程中三废排放 6）造型清理劳动强度大大降低，改善工人劳动卫生条件	1）游离甲醛、苯酚来源于树脂，有刺激性气味，有一定的毒性，呋喃树脂车间测定的游离甲醛质量分数为 0.5×10^{-4}% 以下 2）二氧化硫、硫化氢、甲苯、二甲苯气体主要来源于磺酸类固化剂，浇注时会挥发出有臭味的毒性气体，混砂和造型时也会产生微量的有毒气体 3）型砂里树脂不完全燃烧产生大量 CO，可能超过国家卫生标准 2 ~ 11 倍	1）选择游离甲醛、游离酚低的树脂黏结剂，游离甲醛标准规定（质量分数）有小于或等于 0.4% 和小于或等于 0.8% 两级 2）降低树脂和固化剂加入量，希望树脂降到原砂质量的 0.7% ~ 1.2%；固化剂中游离甲苯、二甲苯控制在质量分数 0.5% 以下 3）降低再生砂中的灼烧减量有利于减少游离甲醛的发生量；砂温不高于 35℃ 4）混砂机卸砂口处加吸风罩及通风软管通入除尘器 5）落砂机、砂块破碎机、斗式提升机出口，带式输送机卸砂器等集中扬尘点加除尘罩，以足够风量导入除尘器中，定期清理干式布袋除尘器，定期更换布袋

表 4.5-32　国内外对某些有害物质最大允许含量（质量分数）的规定　10^{-6}

国　别	酚	甲醛	糠醇	甲醇	丙酮	CO	NH_3	SO_2	HCN	H_2S	硫酸	NO_2	备注
美国铸造学会	0.02 ~ 3	—	—	—	—	50 ~ 300	0.04 ~ 50	0.5 ~ 30	—	5 ~ 10	—	—	—
美国（垒可得化学公司）	5	2	5	—	—	50	25	5	10	20	—	—	—
英国	5	2	5	—	—	50	—	2	—	—	—	—	—
德国	5	1	50	200	—	30	50	2	10	10	—	—	—
日本	5	5	—	—	—	50	50	5	10	10	—	5 ~ 25	—
法国	5	2	—	—	—	50	25	—	10	—	—	—	—
俄罗斯	0.3	0.5	5.0	5.0	200	20	20	20	0.3	—	1	5.0	单位为① mg/m^3
罗马尼亚	—	4	200	250	—	—	—	—	—	—	—	—	单位为① mg/m^3
瑞士	5	1	5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
中国	5	5	—	—	—	100	—	5	0.3	—	—	5	苯 25 甲苯 100

①　单位指俄罗斯及罗马尼亚所有有害物质最大允许量的单位。

表 4.5-33　沈阳第一机床厂树脂自硬砂配比及主要技术指标

配　比			主要性能	
原砂（质量分数）/%	树脂（占原砂质量）/%	固化剂（占树脂质量）/%	24 h 抗拉强度/MPa	850℃发气量 /$mL \cdot g^{-1}$
新砂 25 回用砂 75	0.8	40	> 1.0	< 10

原砂为大林水洗砂；树脂是含糠醇质量分数为 70% ~ 75% 的中氮树脂；固化剂为对甲苯磺酸，它的总酸度值质量分数为 20% ~ 27%。

用树脂砂生产的铸件外形美观、尺寸精确，满足出口要求。铸件表面粗糙度 $R_a = 50 \sim 100\ \mu m$，尺寸精度 CT8 ~ CT10 级，废品率小于 3%，车间粉尘浓度及有害气体排放量基本达到国家卫生标准，噪声低于 85 dB，全员生产率达到 30 t/人·年（该厂在采用黏土砂时为 13.6 t/人·年，采用水玻璃砂时为 16.8 t/人·年）。该厂及几家树脂砂应用比较成功的工厂的经验认为：树脂自硬砂是一项原辅材料、工艺、设备和管理有机结合的系统工程，就像一部车子的四个轮子，缺一不可。

3　酚醛脲烷树脂自硬砂

3.1　酚醛脲烷自硬树脂砂

酚醛脲烷树脂是 1968 年由美国亚什兰化学公司开发的。由于该黏结剂系统中，采用了一种专利的苯基醚酚醛（Polybenzylic Ether Phenolic（PEP））树脂，故这种工艺简称为 Pep Set 法。该法在北美、西欧应用十分广泛，以美国计，20 世纪 80 年代每年使用树脂量达 12 000 t。目前中国也有同类树脂供应，使用范围在不断扩大，使用量逐年增加。

1）特点和应用范围　黏结剂由三部分组成：

组分Ⅰ——苯基醚酚醛树脂。

组分Ⅱ——聚异氰酸脂。

组分Ⅲ——液体叔胺固化剂。

组分Ⅰ中的羟基与组分Ⅱ中的异氰酸根在组分Ⅲ的催化作用下发生加成缩合反应，生成脲烷缩合物，从而使砂型（芯）硬化。

[R, R′ 取代的苯酚 —OH] + [R″—C₆H₄—NCO] —叔胺催化剂→

R, R′ 取代苯基—O—C(=O)—N(H)—C₆H₄—R″

和其他树脂自硬砂比，其主要特点是：

① 可使用时间长，它可高达砂型（芯）起模时间的75%；远高于常用的呋喃树脂砂。型（芯）砂的流动性好，有利于混合料硬化前的造型制芯操作，能适应较复杂铸件的造型和制芯。采用不同型号的固化剂，可使用时间可在30 s～200 min范围内变化，以适应不同工艺节拍要求和环境温度的变化。

② 由于硬化是加成缩合反应，硬化过程不产生任何副产物，同时，硬化反应几乎是在表面和内部同时进行——称之为整体硬化、硬化进行得很快，而且不受形状或壁厚的制约，因而，有利于缩短起模时间，提高生产效率，必要时，1 h以内可以合型浇注。

Pep Set法适用于钢、铁、非铁合金等各类金属的各种铸件，尤其适用于生产批量较大的中小尺寸复杂铸件（如汽车、农机发动机的缸体、缸盖等）的自硬砂生产。

2）原材料选择　原砂的要求与本章2.1中酸自硬树脂砂基本相同，其中值得注意的是：

① 原砂粒度应根据合金种类和铸件表面质量及工艺要求来选定。一般铸钢用40/70筛号或40/70筛号与50/100筛号各半；铸铁件用50/100筛号或70/140筛号；非铁合金铸件用70/140筛号或140/70筛号。

② 由于组分Ⅱ中的异氰酸根易与水分反应，会使型（芯）砂流动性、终强度以及可使用时间与起模时间的比值降低，因此必须严格控制原砂中水的含量，最佳范围是水质量分数<0.1%，允许范围是水质量分数≤0.2%。

树脂中组分Ⅰ与组分Ⅱ的加入比例一般为1:1，也可以根据工艺要求做适当调整，如55:45，60:40，其中组分Ⅰ占的比例越高，氮含量越低，高温稳定性越好。为适应铝合金铸件对型（芯）砂高溃散性的特殊要求，可选择组分Ⅱ占的比例高的Pep Set5000系列黏结剂（见表4.5-34）。

表4.5-34　酚脲烷自硬树脂的主要技术指标

树脂型号	外　观	密度（20℃）/g·cm^{-3}	黏度（20℃）/mPa·s	闪点/℃
CPⅠ 1600	棕色液体	1.05～1.15	≤450	≥45
CPⅡ 2600	棕色液体	1.05～1.15	≤250	≥46
CPⅠ 5140	棕黑色液体	0.95	≤220	≥47
CPⅡ 5240	棕褐色液体	1.09	≤220	≥52

固化剂的选择主要根据环境温度、砂温和工艺要求的硬化速度来确定（见表4.5-35）。

表4.5-35　酚脲烷自硬树脂用固化剂技术指标

型号＼指标	外观	密度/g·cm^{-3}	黏度（20℃）/mP·s	加入量（占组分Ⅰ的质量比）/%
CP 3400	黄色液体	0.883	≤20	2.0～8.0
CP 3500	绿色液体	0.904		1.0～4.0
CP 3595	淡黄色液体	1.030		0.4～1.0

3）配比及混制工艺　典型配比（按质量比）：

原砂100（大都采用新砂与再生砂掺和使用，譬如新砂与再生砂比例为30:70等），再生砂中微粉含量（质量分数）小于或等于0.8%，灼烧减量（质量分数）小于或等于3.0%，水分（质量分数）小于或等于0.2%，新砂和再生砂温度20～30℃，由砂温加热器和冷却器调节。

组分Ⅰ为原砂质量的0.7%～1.0%。

组分Ⅱ 为原砂质量的0.7%～1.0% 。

组分Ⅲ一般以组分Ⅰ的质量分数为标准，不同牌号固化剂的加入量（质量分数）分别为：

CP3595：0.4%～1.0%；

CP3500：1.0%～4.0%；

CP3400：2.0%～8.0%。

表4.5-36列出了几种国产固化剂在砂温为21℃时，加入量与可使用时间、起模时间的关系。

表4.5-36　几种固化剂的硬化特性

固化剂加入量（占组分Ⅰ的质量）/%				可使用时间/min	起模时间/min
CP3400	CP3500	CP3550	CP3595		
8.0	4.0	2.5	1.0	1	1.5
5.6	2.8	1.75	0.7	4	5.5
4.6	2.3	1.45	0.575	6	8

为保证树脂的黏结效率得到充分发挥，混砂机必须高效，使各组分分布均匀，每次混碾后，保持最小的残留砂，以免残砂硬化堵塞混砂机。生产线上一般采用连续式混砂机，其能力和速度应与整条生产线各工序同步。为保持适当的流动性，使定量准确，混砂均匀，树脂和固化剂都要加热并保持在18～30℃的范围内。树脂齿轮泵的定量精度范围为±2%，固化剂定量泵精度范围为±1%。

4）造型（制芯）工艺　混砂机每碾的头砂，往往均匀性较差，应用小铲接出作背砂使用。

造型（或制芯）的紧实一般用振击方法，以缸盖、凸轮轴造型为例，振动频率45～55 Hz，振击力为4～6 kg，振击时间7～10 s。

型（芯）砂的硬化速度与环境温度和湿度有很大关系，在新砂和再生砂温度控制在25～30℃的情况下，主要通过固化剂的加入量和种类来调节硬化速度。

起模时间可用砂型B型硬度计控制，当B型硬度达到70～80时，砂型（芯）还有一定的韧性、正好起模，当硬度过大（如90时），往往由于刚性过大，造成起模困难。

为了加速硬化，便于随后的下芯操作，起模后的砂型（芯）应通过连续式气流烘干炉，在100～150℃烘烤10 min。

由于Pep Set黏结剂系统在高温下会分解出光亮碳，具有一定的防黏砂能力，很多情况下不必上涂料。在需要上涂料时，自干或点火烘干的醇基涂料应在起模后至少硬化10 min才能涂敷，以防损坏型（芯）表面。水基涂料则可在起模后立即涂敷，并直接在烘炉中烘干，烘干温度100～150℃，烘干时间40～60 min。

为了降低材料消耗和成本，通常将砂铁比控制在0.8:1.0至2.5:1.0的范围内，砂铁比主要取决于铸件复杂程度以及是否采用砂箱等因素。

模样或芯盒材料选用的范围较宽，常用的有铝合金、木材、环氧树脂，脲烷塑料，铸铁等。所用模具清洁剂和脱模剂必须与模具材料相适应，以减少模具的化学腐蚀。

5）常见缺陷及防止措施（见表4.5-37）

表4.5-37 Pep Set法型（芯）及铸件常见缺陷及防止措施

缺陷名称	产生原因	防止措施
型（芯）砂硬化不良	1）各组分定量不正确，固化剂加入量太低 2）水分超过限度 3）砂温、芯盒温度太低	1）对各组分加入量进行校对，确认三个泵处于正常工作状况 2）检查原砂水分并严格控制在规定范围内 3）应提高砂温和芯盒温度
型（芯）砂可使用时间短	砂温高，固化剂过量，混砂时间过长	确定主要原因后，采取相应对策
型（芯）易破碎，废损大	树脂加入量太少，固化剂用量过大，砂温太高或砂中粉尘太多	应采取相应对策
气孔	组分Ⅱ含有氰酸基，氮的质量分数达6.0%～7.6%，是氮气孔的来源	1）应尽量降低树脂加入量，降低组分Ⅱ的比例，将组分Ⅰ:组分Ⅱ调整到55:45或60:40 2）混合料中加入氧化铁（质量分数为铸铁件0.25%～2.0%，铸钢件2%～3%）
表面光亮碳缺陷	黏结剂分解放出碳氢化合物，再分解为碳沉积在铸件表面形成"皱纹"、"折叠"缺陷	解决措施是提高浇注温度，缩短浇注时间，加强排气，加入氧化铁，采用溢流冒口排除沉积物
脉纹、黏砂	组分Ⅱ过多，浇注温度过高，浇注速度过快，型（芯）紧实不充分	采用相应对策，并加入质量分数为1%～3%的氧化铁粉

6）生产实用实例

例1 东风汽车公司铸造一厂生产康明斯柴油机缸盖和凸轮轴等HT250铸件，缸盖属高强薄壁（4.5 mm）复杂灰铸铁件，凸轮采用大量冷铁，冷铁之间间隙很小，要求型砂流动性好，以保证紧实度，过去曾采用高压造型线生产，后来又改为酸自硬呋喃树脂砂工艺，效果均不理想，最后改为Pep Set工艺，引进IMF自硬砂环形自动线，至今已生产近十年，质量稳定，运转正常。其主要配比见表4.5-38。

表4.5-38 东风汽车公司铸造一厂 Pep Set自硬砂配比

产品名称	组分Ⅰ	组分Ⅱ	组分Ⅲ	总加入量
	占砂质量的百分数	占砂质量的百分数	占组分Ⅰ质量的百分数	占砂质量的百分数
EQ 153 缸盖	0.7～0.8	0.6～0.7	1～2	1.3～1.5
EQ 153 凸轮轴	0.5～0.6	0.4～0.5	3～4	0.9～1.1

原砂采用郑庵擦洗砂，新砂:旧砂质量比为30:70，树脂砂平均的抗拉强度0.9 MPa，每克砂平均发气量10 mL。

例2 重庆康明斯发动机有限公司生产美国康明斯发动机有限公司的NH、K系列缸体，KV12等铸件（质量0.45～1.2 t），采用Pep Set工艺，原砂为江西砂，粒度40/70筛号，芯砂全部用新砂，树脂加入量为新砂质量的2%，型砂中新旧砂质量比为（20～30）:（80～70），树脂总加入量为新旧砂总质量的1.6%，树脂中组分Ⅰ与组分Ⅱ之比为55:45，废品率在10%以下。该厂原先采用过湿型砂，桐油砂芯，也采用过呋喃树脂自硬砂工艺，废品率都在30%以上。

3.2 醇酸油脲烷树脂（alkyd－oil－urethane）砂

该法由美国亚什兰化学公司于1965年开发，称为Linocure法。根据铸件材质的不同，醇酸脲烷树脂砂黏结剂加入量见表4.5-39。

表4.5-39 Linocure法黏结剂加入量

合金种类 \ 加入量	组分Ⅰ（占砂质量的百分数）	组分Ⅱ（占组分Ⅰ质量的百分数）	组分Ⅲ（占组分Ⅰ质量的百分数）
铸钢	1.8～2.0	5	20
铸铁	1.5～1.6	5	20
铜合金	1.5～1.6	5	20
轻合金	0.8～1.1	5	20

注：组分Ⅰ——油改性醇酸树脂。
组分Ⅱ——液态氨或金属催干剂（为环烷酸钴，环烷酸铅液）。
组分Ⅲ——MDI型聚异氰酸酯（4，4′二苯基甲烷二异氰酸酯）。

组分Ⅰ醇酸树脂用油改性的原因主要是改变其脆性并改变它与其他组分不混溶的特性；组分Ⅱ用来调整可使用时间和起模时间，一般加入量可在组分Ⅰ的2%～10%间变动，可单独加入，也可预先掺入组分Ⅰ中。型（芯）砂的混制工艺如下：

$$砂+组分Ⅰ+组分Ⅱ\xrightarrow{混匀}+组分Ⅲ\xrightarrow{混匀}卸砂$$

可使用时间20～30 min，起模时间1 h左右。

Linocure法存在两个多不相连的阶段和两种化学硬化机理。开始时组分Ⅲ与组分Ⅰ的羟基团交联，在砂粒上形成尿烷膜，建立起强度。接着，组分Ⅰ的含不饱和键干性油与空气中氧化合，强度增加2～3倍。组分Ⅱ既可促进聚异氰酸酯反应，又可加速油的氧化干燥（室温时反应慢，149～204℃反应快）。

Linocure法的优点是对原砂除要求水的质量分数小于0.1%之外，其他指标不严格，包括碱性砂等各种原砂都可使用，旧砂易再生。缺点是热强度低，易产生毛刺缺陷，有时会出现针孔，混砂时有烟气，对呼吸系统有害。

3.3 多元醇脲烷树脂（Polyol – urethane system）砂

20世纪70年代末开发的，特别适用于铝镁等轻合金铸造。组分Ⅰ是具有良好溃散性的多元醇，组分Ⅱ是MDI型异氰酸酯，组分Ⅲ是胺固化剂，用来调节起模时间（一般可快到3 min，慢到1 h以上）。一般配比是组分Ⅰ和组分Ⅱ按质量比50:50，黏结剂加入量是砂质量的1.5%～1.7%。

4 酯固化碱性酚醛树脂自硬砂

4.1 特点及应用范围

酯固化碱性酚醛树脂自硬砂（简称α－Set法）是20世纪70年代末由英国Borden公司发明的，它除具有一般树脂自硬砂所具有的溃散性好，硬化速度快，可使用时间能在较大范围内调整外，还具有以下特点：

1）高温性能好，浇注时具有其它树脂不可比拟的热塑性和高温二次硬化现象，同时黏结剂系统中不含N、P、S等有害元素，因而可以有效地防止铸钢件气孔、裂纹等缺陷，并能保证铸件的尺寸精度。

2）对原砂的适应性广。不仅可适用于硅砂，对酸耗值高的镁橄榄石砂，铬铁矿砂等都适用。

3）对铸造合金的适应性强。由于它不含N、P、S等有害元素，不仅适用于普通灰铸铁、球墨铸铁、非铁合金，尤其还适应于普通碳钢铸件和合金钢铸件。

4）混砂和浇注时不放出刺激性气味，有利于环境保护。

5）树脂砂的比强度偏低，因而加入量较大（譬如，采用硅砂时树脂加入量是原砂重量的2.5%，24 h抗压强度3.15 MPa）成本比呋喃树脂砂高。

由于酯固化碱性酚醛树脂自硬砂具有许多优良的综合工艺性能，所以应用广，发展较快，尤其在英国发展很快（见表4.5-40）。它特别适用于水泵、阀门、化工设备、核工业设备等铸钢件的生产。例如，上海汽轮机有限公司600MW汽轮机主调阀门阀壳，铸件材质为低合金铬钼钢，其外形最大尺寸2 524 mm×1 529 mm×1 250 mm，最大壁厚350 mm，最小壁厚115 mm，铸件毛重16 500 kg，浇注总重27 500 kg。该铸件在工作状态下需承受高压过热蒸汽，因而对内部质量要求非常高，铸件内外表面需磁粉探伤，同时需进行泵水试验，要求泵水压力35 MPa，保持时间10 min，过去由于自制铸件质量达不到要求，只好依靠进口。后来，该厂采用了10～20 mm厚碱性酚醛树脂锆英砂为面砂，碱性酚醛树脂硅砂为填充砂制芯，上3～4遍醇基锆英粉涂料，合型后经100～150℃热风风干5 h，浇注温度1 575～1 595℃，浇注时间150～180 s，点浇冒口180 s，获得了优质铸件，取代了进口铸件。

表4.5-40　英国三种树脂自硬砂使用情况对比

自硬砂种类	所占份额/%	
	1989年	1992年
呋喃树脂自硬砂	73	54
酚醛尿烷自硬砂	7	6
酯固化碱性酚醛树脂砂	20	40

4.2 原材料选择

除可采用擦洗的硅砂外，还可使用水洗的镁橄榄石砂，铬铁矿砂等耗酸值高的原砂。树脂和固化剂可参考表4.5-41和表4.5-42选用。

表4.5-41　国内外碱性酚醛树脂技术指标

指　标	黏度/mPa·s	游离甲醛（质量分数）/%	游离酚（质量分数）/%	保质期	pH值
国内	≤120	≤0.2	≤0.5	半年	≥13
国外	70～95	≤0.2	≤0.2	半年	13～13.5

表4.5-42　国内外碱性酚醛用有机酯固化剂技术指标

指标＼型号	国内A	国内B	国内C	国外D	国外E	国外F	国外G	国外H	国外I	国外J	国外K
密度/g·cm^{-3}	1.2	1.2	1.2	1.2	1.18	1.17	1.13	1.11	1.15	1.12	1.12
酯（质量分数）/%	≥98.2	≥98	≥98	—	—	—	—	—	—	—	—
黏度（20℃）/mPa·s	≤50	≤50	≤50	10～20	10～20	10～20	10～20	10～20	10～20	10～20	10～20
游离酸（质量分数）/%	≤0.2	≤0.2	≤0.2	—	—	—	—	—	—	—	—
适应范围	夏天	春天 秋天	冬天	快————→慢							

4.3 配比、混砂工艺及硬化特性

树脂的加入量为原砂质量的1.5%～2.5%，固化剂的加入量为树脂质量的20%～30%。混砂工艺像酸催化法一样，先加入酯固化剂，直到完全包覆砂子，再加树脂。中小砂芯可采用碗形混砂机，造型或较大砂芯可采用连续式混砂机。

砂温通常控制在20～30℃，几种不同的固化剂的可使用时间和起模时间见表4.5-43。

酯硬化碱性酚醛树脂砂与酚醛尿烷树脂砂相似，当硬化开始，型（芯）内外几乎同时硬化。

表4.5-43　几种固化剂的可使用时间和起模时间

名　称	γ－丁内酯	甘油二乙酸酯	甘油三乙酸酯	甘油单乙酸酯
可使用时间/min	1～2	5～7	9～11	30～35
起模时间/min	3～4	12～15	20～25	60～65

注：使用条件：气温20℃，相对湿度50%。

4.4 工艺性能

图 4.5-24 是几种自硬砂在 1 000℃时的发气性曲线，可以看出在 5 种树脂自硬砂中碱性酚醛树脂砂的发气量最低，同时，由于它不含氮，所以铸件气孔倾向最小。表 4.5-44 列出了几种树脂砂在 1 000℃保温 2 min 后测得的抗压强度，可见碱性酚醛树脂砂的高温强度是最高的。图 4.5-25 是几种树脂砂在 1 000℃下测得的热膨胀曲线。由图可见碱性酚醛树脂砂是除醇酸尿烷树脂砂外线热膨胀率最小的一种，因而其毛刺、脉纹的倾向性也小。图 4.5-26 是几种树脂砂的加热变形曲线，碱性酚醛树脂砂有相当好的热塑性和二次硬化现象，这使它具有防止铸件热裂、表面微裂纹、冲砂、毛刺、脉纹等缺陷的能力。图 4.5-27 是碱性酚醛树脂砂在不同温度下焙烧 30 min 冷却后测得的残留抗压强度曲线，由图可见在 400℃时它的残留强度为 0.23 MPa，而在 500℃时几乎为零，可见其溃散性相当好。

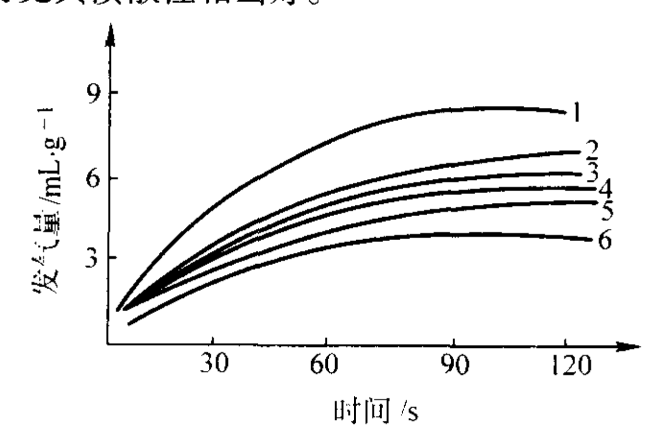


图 4.5-24　几种自硬砂的发气量曲线

1—醇酸尿烷树脂自硬砂(1.5%)；2—酚醛尿烷树脂自硬砂(1.5%)；3—酸固化呋喃树脂自硬砂(1.5%)；4—酸固化酚醛树脂自硬砂(1.5%)；5—酯固化碱性酚醛树脂自硬砂(1.5%)；6—水玻璃 - 酯自硬砂(3.0%)

注：括号内的百分数为黏结剂的质量分数

表 4.5-44　树脂自硬砂的高温强度（1 000℃，2 min）

自硬砂种类	酸固化呋喃树脂自硬砂	酸固化酚醛树脂自硬砂	酚醛尿烷树脂自硬砂	酯固化碱性酚醛树脂自硬砂
抗压强度/MPa	0.233	0.288	0.233	0.291

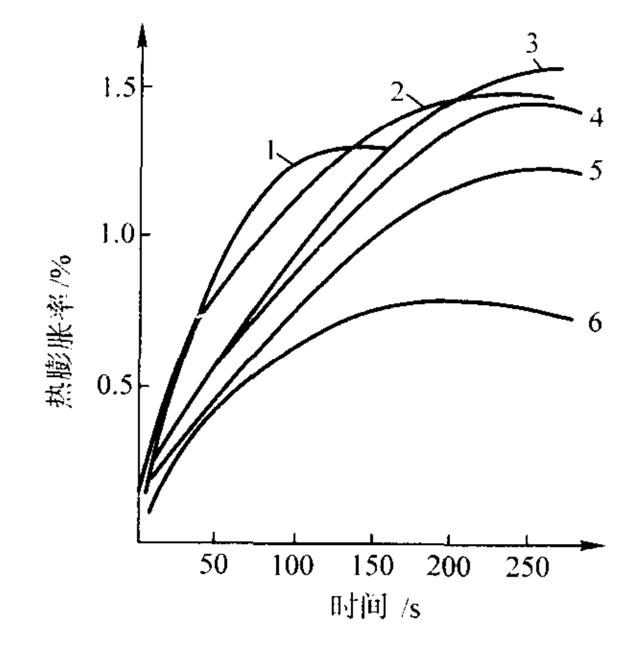


图 4.5-25　自硬砂砂型在 1 000℃时的线热膨胀率

1—水玻璃 - 酯自硬砂；2—酸固化呋喃树脂自硬砂；3—酚醛尿烷树脂自硬砂；4—酸固化酚醛树脂自硬砂；5—酯固化碱性酚醛树脂自硬砂；6—醇酸尿烷树脂

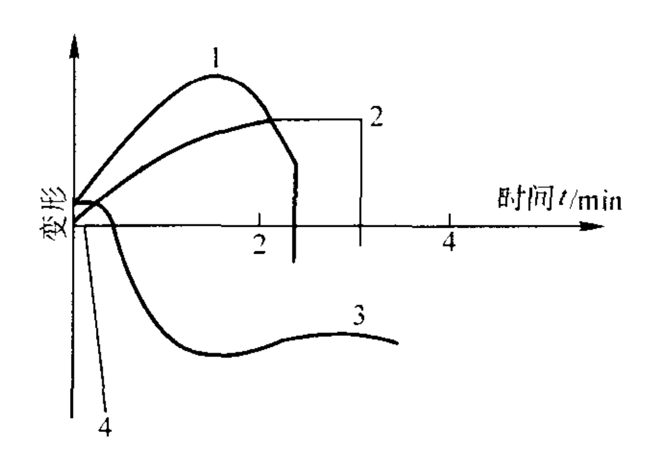


图 4.5-26　几种树脂砂热变形曲线

1—酸固化酚醛树脂自硬砂；2—酸固化呋喃树脂自硬砂；3—酯固化碱性酚醛树脂自硬砂；4—酚醛尿烷树脂自硬砂

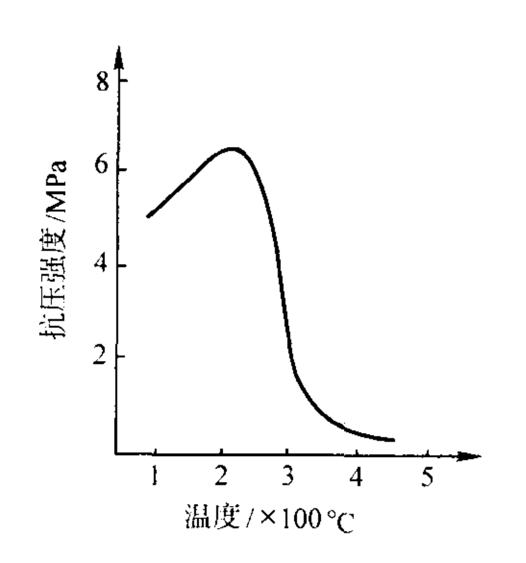


图 4.5-27　碱性酚醛砂的残留抗压强度曲线

4.5 旧砂再生

西欧采用加入第Ⅲ组分，使树脂易于脱落，再生回用率可达 57%～87%；美国则常采用热法再生，再生回用率也很高；日本习惯采用强力再生，树脂残留膜经多次强力摩擦而剥落，再生回用率达 90%。旧砂再生时要严格控制旧砂的灼烧减量和碱残留量，一般灼烧减量应小于 1%（质量分数），碱残留量应小于 0.1%（质量分数）。日本一家工厂采用碱性酚醛树脂砂生产普通碳钢件，铸件重 100～300 kg，砂铁比为 3，浇注温度 1 560～1 610℃，旧砂用旋转式机械再生机循环三次，再生结果见表 4.5-45。

表 4.5-45　再生砂与新砂的性能对比

测试项目	再生砂			新砂
	1 次	2 次	3 次	
平均粒度细度	43	42.4	47.6	42.9
回用率（质量分数）/%	91	92	91	—
灼烧减量（质量分数）/%	0.96	1.13	0.82	0.61
pH 值	9.34	8.89	9.05	6.71
水分（质量分数）/%	0.08	0.18	0.11	0.03
碱残留量（质量分数）/%	0.103	0.112	0.096	0.054
24 h 抗压强度/MPa	2.9	3.0	3.2	2.4

5 各种自硬树脂的性能及应用范围对比

为方便选用，将各种自硬树脂的主要技术指标和适用范围归纳比较于表 4.5-46。

表 4.5-46 各种自硬树脂的主要技术指标及适用范围

树脂类型	主要技术指标					适用范围
	氮（质量分数）/%	黏度/mPa·s	游离醛（质量分数）/%	游离酚（质量分数）/%	比强度①/MPa	
呋喃自硬树脂	5~10	≤50	≤0.5	—	≥1.0	非铁合金
呋喃自硬树脂	2~4	≤30	≤0.3	—	≥1.0	铸铁
呋喃自硬树脂	1~2	≤15	≤0.3	—	≥1.0	球墨铸铁 一般铸钢
呋喃自硬树脂	≤0.5	≤15	≤0.3	—	≥0.9	各种铸钢
酚醛呋喃树脂	0.5~4	高于同类呋喃树脂	≤0.2	≤1.0	相当于呋喃自硬树脂的90%	同类呋喃树脂
酚醛树脂	无	≤100	≤0.2	≤5	相当于呋喃自硬树脂的70%	铸钢
碱性酚醛树脂	无	≤120	≤0.2	≤0.5	相当于呋喃自硬树脂的60%	铸钢、球墨铸铁、非铁合金
酚脲烷树脂	1.5~2.5	≤150	≤0.5	≤5	相当于呋喃自硬树脂的85%	铸铁、非铁合金、铸钢

① 混合料中加入糊精质量分数为1%时所具有的抗拉强度，后同。

编写：黄乃瑜（华中科技大学）
董选普（华中科技大学）

第6章　砂型（砂芯）涂料

砂型铸造中，为了提高铸件的表面质量，通常要在砂型（芯）表面涂敷一层耐火涂料，以改善其表面耐热性、化学稳定性、抗金属液冲刷性、抗黏砂性等。我国是世界上最早使用铸造耐火涂料的国家，涂料的使用可追溯到公元前的汉代。近年来，随着对铸件表面质量要求的不断提高，涂料的应用显得越来越重要，它是防止铸件产生黏砂、夹砂、砂眼、气孔等表面缺陷，提高铸件表面质量，减少落砂和清理工作量，改善劳动环境，降低铸件成本，提高经济效益的有效技术措施，已成为铸造生产中不可缺少的重要造型材料之一。

1　涂料的作用

砂型涂料的作用可以归结为以下几个方面。

1）防止铸件黏砂　防止铸件表面产生黏砂缺陷是涂料最主要的作用之一。耐热涂层可封闭型（芯）表面存在的大量孔隙，提供了一层致密性、耐火性和热化学稳定性更高的屏障，可有效地阻止金属液的渗透或热化学反应，从而防止铸件机械黏砂和化学黏砂的产生，减少铸件的清理劳动量以及后序机加工时刀具摩损。

2）降低铸件表面粗糙度　涂覆了涂料的砂型（芯）表面更加光滑、致密，且不易被金属液润湿，故可大大降低铸件的表面粗糙度。用涂覆了涂料的砂型生产的铸件，其表面粗糙度一般可比不使用涂料的提高1～2级（如对于铸铁件可由原来的 $R_a=25\sim50\ \mu m$（GB 6060.1—1997）下降到 $R_a=6.3\sim12.5\ \mu m$。

3）加固砂型表面　具有一定强度和渗透性的涂料能明显提高砂型、芯的表面强度，改善型（芯）抗冲刷能力，减少金属液对砂型的热辐射，从而防止或减少由于冲砂或热膨胀引起的铸件砂眼和夹砂等缺陷。涂料的这一作用对于砂型表面安定性较差的黏土砂和水玻璃砂造型工艺尤为重要。

4）屏蔽或隔离作用　致密的涂层可在砂型和金属液之间建立起一道屏障，从而防止或减缓某些树脂砂的热解产物对铸件表面的不良影响。例如，特殊配制的涂料可减少树脂砂易造成的氮气孔和不锈钢铸件的渗碳，以及磺酸类固化剂分解析出的硫系气体使铸件表层渗硫而引起的铸钢件热裂和球墨铸铁铸件表面组织的异常。当采用含有氧化钙和硅酸二钙的涂料时，除了具有屏蔽作用外，其分解产物对硫系气体还具有吸附作用，从而更有利于防止因渗硫而引起的上述缺陷。

5）铸件表面合金化和晶粒细化　在涂料中添加某些特殊合金成分可实现铸件表面合金化。例如，在涂料中加入锡、锑、锌等元素可增加铸件表面的珠光体含量；加入碲、铋、铬等元素可使铸件表面形成较多的碳化物，提高铸件表面的耐磨性能；含有碲粉的涂料还被成功地用于防止耐压铸件的渗漏；添加稀土合金粉和硼铁粉等可使铸件表面组织细化，从而提高铸件的使用性能及使用寿命，并可防止铸铁件的厚大部位产生缩松；添加难熔的高熔点金属或合金粉末时，它们能以镶嵌的方式存在于铸件表面，使铸件局部具有抗磨、耐蚀和耐热等特殊性能。

6）调节铸件凝固温度场　通过在涂料中加入保温或激冷材料可实现对铸件局部温度场的调节，加强对凝固顺序的控制。例如当涂料中含有足够量的硅藻土粉、海泡石等保温材料时可制成保温性能良好的绝热涂料；而含有某些特殊合金成分的涂料（如焓变涂料）对铸造热节有较强的激冷作用，在某些情况下甚至可代替冷铁。

7）减少铸件落砂和清理劳动量，节约工时。

2　涂料的性能及检测方法

为了达到理想的使用效果，涂料应具备一系列性能，主要包括以下三个方面：

1）物理化学性能　包括颜色、细度、密度、黏度、悬浮性、含固率、pH值、导热性等。

2）操作工艺性能　包括涂刷性、流挂性、流平性、流变特性、渗透性、润湿性、燃烧特性等。

3）工作性能　涂层表面强度（表面耐磨性）、附着强度、涂层厚度、烘干抗裂性、急热抗裂性、透气性、发气性、抗黏砂性、剥离性等。

涂料的各项性能之间可能存在相互制约。在制备、稀释、涂敷等不同阶段，需控制相应的性能指标。

2.1　涂料的物理化学性能

1）密度　涂料的密度在制备和使用过程中有重要意义，必须严格控制。涂料的密度主要取决于耐火填料的种类、含固率及悬浮剂的加入量等因素。同一种涂料密度的大小可间接地反映出该涂料中固体含量的大小。不同耐火填料配制的涂料其密度差异很大。如醇基锆英粉涂料的密度一般为 $1.7\sim1.9\ g/cm^3$，而醇基石墨粉涂料的密度只有 $1.2\sim1.4\ g/cm^3$。

涂料的密度和涂料的其它性能如黏度、悬浮性、流平性、渗透性、覆盖能力等密切相关，是涂料制备和使用中的主要质量控制指标之一。一般来说，涂料的密度增加时，涂料的黏度、悬浮性、涂层厚度及抗流淌性等也相应增加，而渗透性、润湿性、涂刷性、流平性等则相应降低。

涂料的密度可用 $100\ mL\times\phi30\ mm$ 玻璃量筒或100 mL密度杯以称量法测定。玻璃量筒法只可用于容易流动的浆状涂料。密度杯法既可适用于浆状涂料，也可适用于膏状涂料，是涂料生产厂常采用的一种方法。对于具有屈服值的铸造涂料，用密度计测出的涂料密度将高于涂料的实际密度值。

2）黏度　涂料的黏度一般用条件黏度表示，即涂料从一定容量的涂杯中流出所需的时间，用秒数表示。不同涂敷工艺对涂料黏度的要求有很大不同，如刷涂时一般黏度较高，而流涂、浸涂及喷涂时涂料的黏度较低。涂料的黏度对于流涂和浸涂工艺有至关重要的意义，黏度的微小变化对涂敷效果有很大的影响，必须严格控制。涂料的条件黏度一般采用 $100\ mL\times\phi6$ 涂杯法测定。涂杯法简单方便，常用于涂料的制备及应用现场质量控制。涂料的黏度也可用布氏黏度表示。旋转黏度计有两速、六速、十五速无级变速等多种，如NDJ-1型、ZNN-D_6型、NXS-11型等。此外还有超声波黏度计，可连续测定涂料的黏度变化。采用旋转黏度计及超声波黏度计可以测定触变性铸造涂料的黏度随剪切力及时间的变化，可测定出涂料的触变曲线、流变曲线及屈服值。但旋转黏度计及超声波黏度计为精密仪器，操作及维护保养要求较高，也没有涂杯法方便快捷，一般多用于科研，较少用于生产现场控制。

3）悬浮性　优质涂料的一个重要特征，就是能长期保持耐火填料均匀悬浮在液体介质中不沉淀、不分层、不结块，并保持性能的均匀一致。涂料的悬浮性分为两种情况，一是静态悬浮性，二是动态悬浮性，两者既有紧密的内在联

系又不完全一致。静态悬浮性是将涂料装入 100 mL 带塞量筒，静置一定时间后测出的悬浮率。涂料的悬浮性还可用 ϕ30 mm×465 mm 沉降柱（开口间距为 60 mm，如图 4.6-1 所示）来测定。这种方法不仅可测定涂料的悬浮率，还可测定涂料上下层的均匀性。目前一般所说的悬浮率即指静态悬浮率。但是在长期的生产实践中发现有时静态悬浮性较好的涂料在长途运输过程中会出现严重的板结（即死沉淀）。动态悬浮率能更好地反映运输过程中的振动对悬浮性的影响。测定动态悬浮率时，是将装有 100 mL 涂料的带塞量筒放置并固定在具有一定振动频率和振幅的微振筛砂机上，振动一定时间后检测其底部的死沉淀率。

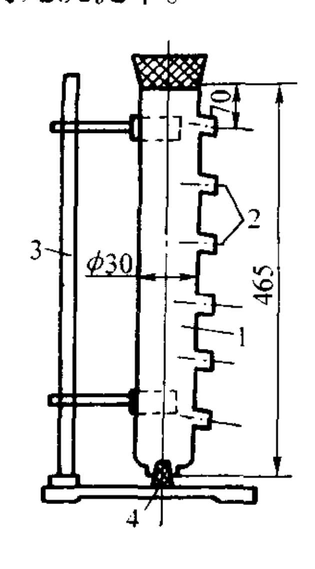


图 4.6-1　沉降柱示意图

1—玻璃沉降柱；2—分层开口；3—支架；4—橡胶塞

4）pH 值：涂料的 pH 值反映涂料的酸碱性。涂料的 pH 值主要取决于耐火填料和黏结剂的种类。有时为达到某一性能，需人为地调整涂料的 pH 值。涂料属于多元胶体悬浮体系，体系中的悬浮剂、高分子增稠剂、流变助剂、黏结剂等组分对 pH 值都十分敏感。因此，在选用原材料和配制涂料时必须正确估计或测定其 pH 值及其对其他组分的影响。pH 值相差较多的两种原材料不宜同时加入同一悬浮体系中。有些材料需预先调整 pH 后才能加入到悬浮体系中。涂料的 pH 值可用 pH 试纸或酸度计（便携式或固定式）测定。

5）含固率　涂料的含固率越高，涂层越容易干燥且干燥后涂层的收缩越小，因此涂层在干燥或高温激热时抗裂性也越好，涂层覆盖能力及抗黏砂性也越强。用同一种耐火填料配制出的涂料，在相同黏度时其含固率越高，其综合性能越好。涂料中悬浮增稠剂加入量过多会降低涂料在适宜黏度下的含固率，削弱涂料的抗黏砂能力。在水基涂料中加入适量的减水剂可使涂料在不增加体系黏度的情况下提高涂料的含固率。醇基涂料中也可加入相应的黏度调节剂来提高涂料含固率。涂料含固率可用称量法测定，即将一定重量的涂料烘干，用烘干后涂料残留固体重量占涂料总重量的百分数来表示。

2.2　涂料的工艺性能

（1）涂刷性

指采用刷涂方式时，涂料是否易于涂敷的性能。目前尚无规定的测试仪器、测试方法和表示方式，通常靠涂刷操作时的感觉来评定。涂刷时手感越滑爽、饱蘸一次后的可涂刷距离越长，则涂刷性越好，反之则涂刷性越差。涂刷性好的涂料，涂刷操作省时省力，且不会黏掉型、芯表层的砂粒。涂刷性好的涂料，其饱蘸性和不流淌性一般也较好。

（2）流平性

涂料的流平性分为湿态和干态流平性。湿态流平性是指涂料在施涂过程中自动消除刷痕、流痕的性能，干态流平性是指涂层干燥后涂层表面趋于平整的性能。两者既有紧密的联系又不完全一致。流平的推动力是表面张力，它使涂层从凹槽、条痕或皱纹表面流平成一个光滑面。流平所需的时间与条痕幅度 a，波长 λ，涂层厚度 δ 涂料黏度 η 及表面张力 σ 的关系可用下面的流平方程表示

$$\lg \frac{a_0}{a_t} = \frac{226\sigma\delta^3}{\lambda^4} \int \frac{dt}{\eta} \quad (4.6\text{-}1)$$

式中，a_0 为初始条痕幅度；a_t 为经时间 t 时的条痕幅度；λ 为条痕波长；σ 为表面张力；δ 为涂层厚度；η 为黏度。

根据上述流平方程，可算出流平时条痕振幅每缩减一半所需的时间 Δt 为

$$\Delta t = \frac{0.001\,33\lambda^4}{\sigma\delta^3}\eta \quad (4.6\text{-}2)$$

上式表明，涂料黏度越高，表面张力越低，则涂料流平所需时间越长，涂层越难流平。涂料在涂刷过程中，溶剂挥发及渗透越快，会使涂料黏度增长越快，涂料越不易流平，这是醇基涂料流平性差的主要原因。从式中还可看出，涂层厚度和条痕波长对流平的影响是相当大的，前者为三次方，后者为四次方关系。例如其它值相等时，若涂层厚度减半，则流平时间增加 8 倍。若条痕波长加倍，则流平时间增加 16 倍。因此刷子毛越细、越软，刷子蘸得越饱，涂层流平效果越好。

（3）流变特性

涂料的流变特性能够很好地描述或反映涂料涂敷过程中涂料黏度随剪切力和时间变化的行为。涂料的流变特性主要包括两个方面：一是剪切应力 τ 随剪切速率 γ 的变化规律，即 $\gamma-\tau$ 曲线，称之为剪切速率效应；二是剪切应力随剪切时间 t 的变化规律，即 $\tau-t$ 曲线，称之为剪切时间效应。前者也就是通常所说的流变曲线。按流变曲线的形状，流体可分为不同流型，如图 6.4-2 所示。流变曲线上某一点的剪切应力与剪切速率的比值 τ/γ 即流体的表观黏度 η_a。牛顿流体其剪切应力不随剪切速率的变化而变化。假塑性流体其剪切应力随剪切速率的增加而降低，该流体具有剪切变稀的特性。胀塑性流体其剪切应力随剪切速率的增加而增加，该流体具有剪切增稠的特性。流体开始流动需要的最小剪切应力称为流体的屈服值，用 τ_y 表示。

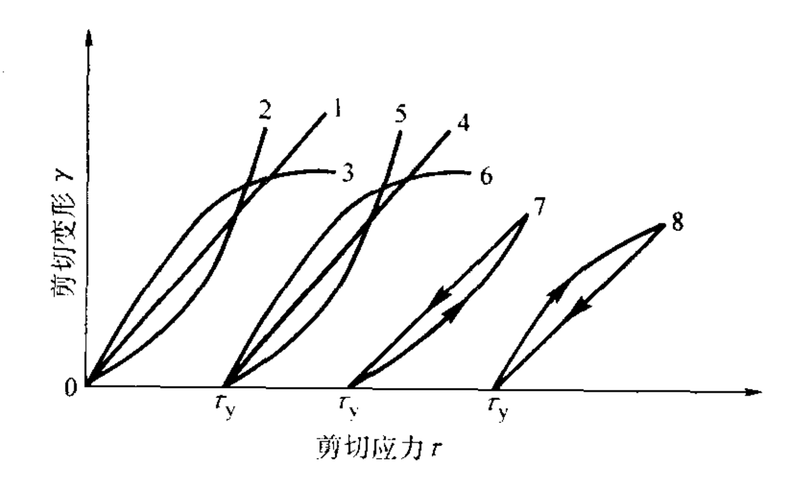


图 4.6-2　不同流体的流变曲线

1—牛顿流体；2—假塑性流性；3—胀塑性流体；4—塑性流体；5—屈服－假塑性流体；6—屈服－胀塑性流体；7—触变性流体；8—震凝性流体

剪切时间效应可按流体的剪切应力 τ 随剪切时间的变化趋势分为两类：剪切应力 τ 随剪切时间 t 延长而降低，撤除剪切后又随时间延长而上升的流体称为触变性流体，这种变化规律称之为流体的触变性；剪切应力 τ 时间随剪切时间 t 延长而上升，撤除剪切后又随时间延长而下降的流体称为震凝性流体，这种变化规律称之为流体的震凝性。

理想的涂料应该是具有一定屈服值和触变性的假塑性流体。涂料的流变特性中有以下几个重要的流变参数。

1）屈服值　涂料流动所需的最小剪切应力称为涂料的屈服值，也称静切力限，用 τ_y 表示。涂料的屈服值过低时涂料易产生流淌、滴痕等缺陷。屈服值过高时涂料的流平性及渗透性将会降低。屈服值只有在合适的范围内才能达到最佳的综合效果。而且，对于不同的涂敷工艺，屈服值的最佳范围不同。另外，涂料具有一定的屈服值，可阻止填料粒子沉降，增强涂料的悬浮稳定性。涂料的屈服值有很多测定方法：

① NXS-11型旋转黏度计　先测出涂料在不同剪切速率时的剪切力值，绘制出涂料的流变曲线，通过最低剪切速率点作切线，此切线与剪切应力坐标轴的交点作为涂料的屈服值，但这一方法有一定误差。

②"U"形管法　把涂料注入不等臂"U"形管中，静置15 min，在长臂端加水至另一端出现蠕动为止，如图4.6-3所示。屈服值可按下式计算

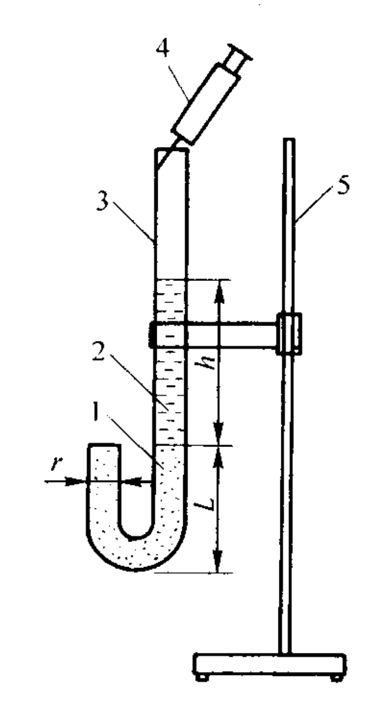


图4.6-3　"U"形管法测定装置

1—涂料柱；2—水柱；3—"U"形玻璃管；4—注射器；5—支架

$$\tau_y = \frac{500hr}{L} \qquad (4.6\text{-}3)$$

式中，τ_y 为屈服值 Pa；h 为水柱高度，cm；r 为"U"形管内径，cm；L 为涂料柱长度，cm。

③ 泥浆静切力计　利用圆筒转动所需力矩来测定，转速为0.2 r/min，此法较准确。

2）触变率　涂料在剪切力的作用下逐渐变稀，静置时又逐渐变稠的这一特性称为触变性。触变性强调涂料剪切变稀的依时性，假塑性只强调剪切变稀的特性。涂料的触变性对于刷涂和流涂来说是涂层厚度均匀一致及良好流平的保证。涂料的触变性也有助于涂料悬浮性的提高。涂料的触变性可用NDJ-1型旋转黏度计测定。通过测定涂料在一定剪切速率下涂料黏度随剪切时间的变化直至黏度趋于稳定，然后再测定停止剪切后涂料黏度随静置时间的变化直至趋于稳定，绘制出涂料的触变曲线，如图4.6-4所示。

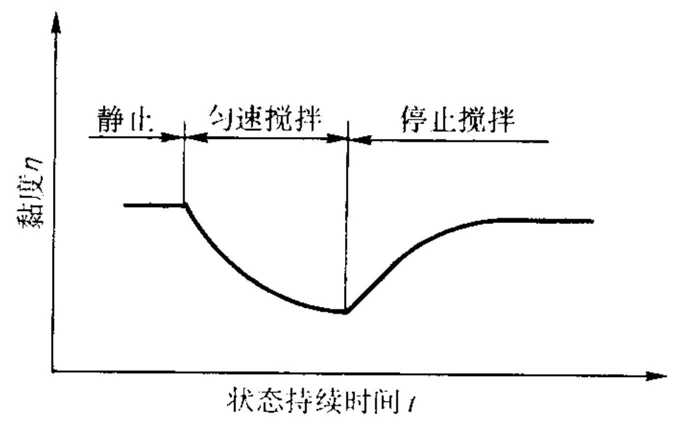


图4.6-4　涂料的触变曲线

涂料的触变性可用触变率 M 表示

$$M = \frac{\eta_{0.5} - \eta_{10}}{\eta_{0.5}} \times 100\% \qquad (4.6\text{-}4)$$

式中，$\eta_{0.5}$ 和 η_{10} 分别为一定剪切速率（$\gamma = 51.08\ s^{-1}$）下剪切0.5 min和10 min的表观黏度。M 越大，触变性越强。

3）涂料的极限黏度　涂料的极限黏度，也称高剪切黏度，用 η_∞ 表示。极限黏度是涂料在高剪切速率下的黏度，通常可用NXS-11型黏度计 B 转子在最大剪切速率 $204.3\ s^{-1}$ 下的黏度表示。涂料的极限黏度越低，涂料涂刷时越滑爽。反之，则拉不开刷子。另外，极限黏度在一定程度上可反映出涂料含固率及载液的黏度。

4）涂料剪切稀释系数　ASTM D2196-1986制定了用剪切稀释系数来确定涂料的剪切稀释能力的办法。它是采用低旋转速率的表观黏度除以10倍于该速率时的黏度，如2 r/min和20 r/min、5 r/min和50 r/min、6 r/min和60 r/min等几种组合。设剪切系数为 A，A 越大，表明涂料的剪切稀释能力越强，反之则越弱，国内借鉴这一标准。而用NXS-11型旋转黏度计测定剪切稀释系数时用1档（5.6 r/min）和9档（65 r/min）之间的黏度比作为剪切稀释系数。

（4）渗透性

渗透性是指涂料渗入砂型（芯）表面孔隙的能力，用耐火填料的渗入深度表示。涂料的渗透性过高时，不能得到足够的涂层厚度；反之，涂料的渗透性过低，涂层则易于产生裂纹和剥落现象。涂料在渗透到型（芯）表层的孔隙时，其各种组分应一起渗入。应避免仅仅渗入涂料中的液料组分，而将固体组分留在型（芯）表面。液料渗透过快会严重恶化涂料的涂刷性和流平性。在浸涂和流涂中，涂料的渗透性至关重要，因为此时涂料的黏度很低，涂层很薄，如果没有良好的渗透性，涂料的抗黏砂能力将大受影响。如果涂料有较高的渗透能力，由于骨料的渗入，实际涂层的厚度增加了，因而能够保证良好的抗黏砂性。对于大型或重型铸件，涂料的渗透性对其抗黏砂能力影响极大。让耐火骨料渗入一定深度的砂型孔隙之中，一方面可使砂型（芯）表面更加致密，同时也在耐火度相对较低的砂粒之间填充以耐火度很高的耐火骨料，大大增强了砂型表层的热物理化学性能。涂料的渗透性取决于涂料本身的表面张力及砂型（芯）表面状态。加入适量的表面活性剂可降低涂料的表面张力，提高涂料的润湿渗透能力。同一种涂料在不同造型制芯工艺制得的砂型（芯）上会有渗透完全不同的渗透深度。一般地，壳芯较难渗透，而呋喃树脂自硬砂较易渗透。但应注意，脱模剂的种类及用量对涂料渗透性有很大影响。另外，砂型（芯）的紧实度及原砂粒度对涂料的渗透性也有很大影响。涂料的渗透性可用直接涂刷法测定，即将涂料涂敷于相应的砂芯表面，干燥后测定涂料的渗透深度。

（5）润湿性

即液态涂料对型（芯）表面的润湿能力。在各种树脂砂工艺中，由于在造型制芯过程中型（芯）表面黏有残留的憎水性脱模剂，水基涂料难以润湿型芯表面，造成花脸、附着性差、不渗透等涂层缺陷。这种情况下应加入表面活性剂以降低涂料的表面张力，增进润湿能力。

（6）燃烧特性

燃烧特性是醇基涂料特有的性能。醇基涂料涂刷后需点燃干燥，这一特殊的干燥方式有时会带来一些麻烦，如点火起泡或干不透等。理想的醇基涂料应燃烧平稳，无起泡现象，燃烧充分，无局部干不透。当涂料中黏结剂过多时或配制不当时，涂层燃烧时会出现密集的小汽泡伴随着噼噼啪啪的响声，或鼓起大泡。这些气泡会影响铸件的表面质量。

2.3　涂料的工作性能

1）涂层的耐磨性　也称为涂层表面强度，是涂层抵抗外力磨损的能力，用磨下质量（g）表示。它是涂层表面内聚强度的一种衡量方式。JB/T 9226—1999 标准中规定，将稀释至使用状态时的涂层耐磨性能分为两级：一级为小于 0.50 g（64 r/min）；二级为大于或等于 0.50～1.00 g（64 r/min）。涂层耐磨性可用 SUM 型涂料耐磨试验仪（见图 4.6-5，图 4.6-6）测定。

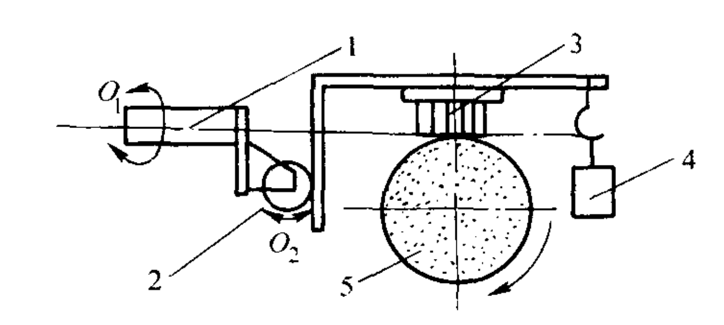


图 4.6-5　涂料表面耐磨试验仪原理图

1、2—可转小轴；3—针布刷；4—荷重砝码；5—试样

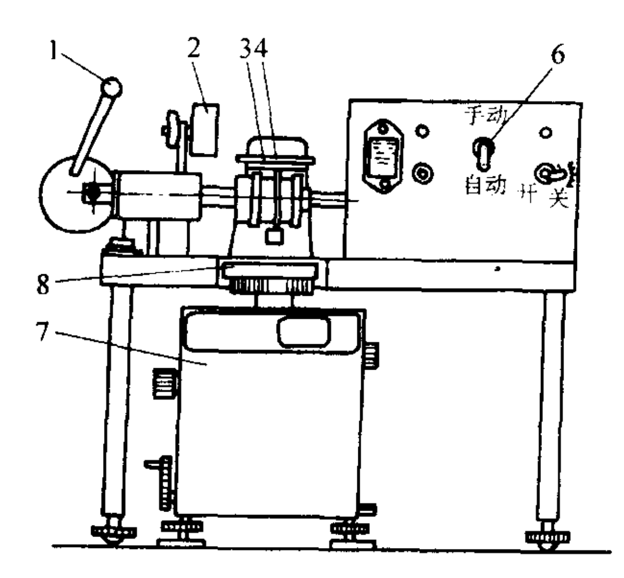


图 4.6-6　涂料表面耐磨试验仪结构图

1—试样夹持手柄；2—反光镜；
3—针布刷；4—荷重砝码；5—驱动夹头；
6—控制面板；7—快速天平；8—铝接盘

2）涂层烘干抗裂性和高温激热抗裂性　涂层在烘干和高温激热条件下抵抗产生裂纹和剥落的能力，用Ⅰ～Ⅳ级表示。可采用箱式高温炉测定。基体试样采用实际使用的型（芯）砂，在 SAC 型制样机上舂制 ϕ50 mm × 50 mm 的抗压标准试样或具有 R25 mm 的半圆形顶部的 ϕ50 mm × 75 mm 圆柱试样，如图 4.6-7 所示。

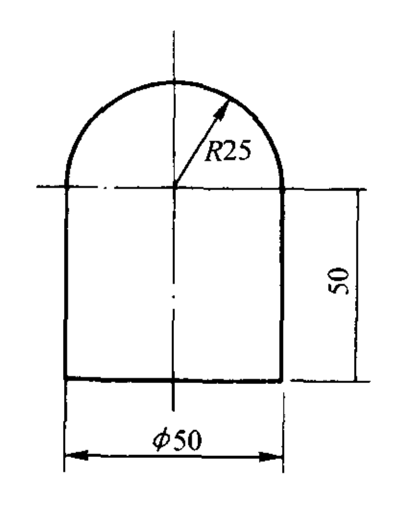


图 4.6-7　激热试验用圆头试样

按相应的工艺干燥或硬化，存放于干燥器里备用。试验时，先将待测涂料试样进行充分搅拌，涂刷在基体试样上或将基体试样在待测涂料试样里浸渍 3 s，使涂层厚度达到 1.0～1.5 mm。然后，将涂好涂料的基体试样放入电烘箱中，在 150℃ ± 5℃温度下烘干 1 h，将其冷却后，观察表面是否开裂，评定其烘干抗裂性，然后进行激热试验。

对试样进行激热试验时，先将高温炉加热至 1 200℃，再将试样送入炉中，保温 2～5 min。然后，打开炉门，在高温下观察涂料层是否产生裂纹及裂纹程度，并对涂层的裂纹情况按Ⅰ～Ⅳ级进行评定。

涂料的激热抗裂性能分为四级，每级的特征如下：

Ⅰ级：表面光滑无裂纹，或只有极微小的裂纹，涂层与基体试样之间无剥离现象。

Ⅱ级：表面有树枝状或网状细小裂纹，裂纹宽度小于 0.5 mm，涂层和基体试样之间无剥离现象。

Ⅲ级：表面有树枝状或网状裂纹，裂纹宽度小于 1 mm，裂纹较深，沿横向（即水平圆周方向）或纵向无贯通性粗裂纹，涂料和基体试样之间无明显剥离现象。

Ⅳ级：表面有树枝状或网状裂纹，裂纹宽度大于 1 mm，纵向或横向有贯通性裂纹，涂层和基体试样之间有剥离现象。

3）发气性　发气性是指涂料在高温时析出气体的性能，用一定温度下每克涂料析出气体的容量用毫升数表示。涂料的发气量过高易引起铸件表面出现气孔缺陷。不同铸造合金不同工艺、不同铸件结构、不同位置对涂料发气量的耐受程度不同。如铜、不锈钢等对气体敏感性较强的合金，易出现气孔，应严格限制涂料的发气量。而铸铁件对气体敏感性较低，允许的涂料发气量可以适当放宽。但是对于不利于排气的铸件结构或位置，如发动机水套芯，要求涂料的发气量越低越好。对于不易产生气孔的铸件，适当增加涂料发气量可阻止金属液对涂料的润湿，有助于提高涂料的抗黏砂能力。另外，需要注意的是，这里所说的发气量是一种相对发气量，即单位重量的涂料的发气量。而实际生产中决定铸件是否出现气体缺陷的是涂料的绝对发气量。如果涂料的抗黏砂性能较高，涂层可适当减薄，这样有助于降低涂料的绝对发气量。涂料的发气性可用 SFL 型记录式发气性测定仪测定。

4）涂料的抗黏砂性及剥离性　涂层防止铸件产生机械黏砂和化学黏砂的性能。它是涂料最基本的，也是最重要的性能，是涂料各种性能的综合反映。理想的涂料不仅要有很好的抗黏砂能力，还应具有良好的剥离性，即涂层浇注后从铸件表面自动剥离的能力。一般涂料的剥离性与其烧结及热膨胀性能密切相关。涂料的抗黏砂性及剥离性可通过浇注铸件或试块来评定。图 4.6-8 所示的浇注试块用来比较涂料，特别是烧结型涂料的结壳及脱壳的优劣。被测涂料涂于 ϕ50 mm × 75 mm 的圆柱试样。然后下芯至 ϕ240 mm 的圆盘铸件的型腔内。浇注后可比较圆盘铸件上各圆柱的表面质量。评定的内容包括黏砂程度、毛刺倾向、表面粗糙度及表面黏灰、结壳倾向。试验圆盘的高度可根据铸件的情况进行适当调整。

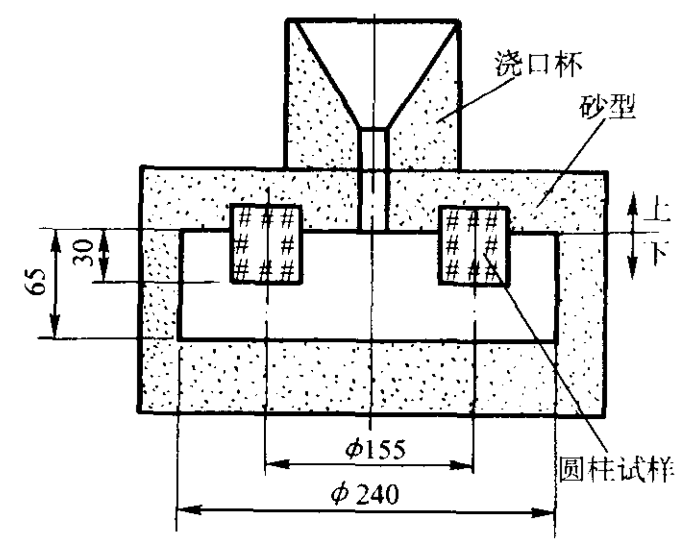


图 4.6-8　模拟浇注试验铸型装配示意图

3 涂料的基本组成及主要原材料

铸造涂料是一种复杂的多相混合体，一般包括耐火填料、悬浮剂、黏结剂、载液和各种助剂等五个基本组分，各个组分在涂料应用的不同阶段发挥着不同的作用，并可能相互影响。

3.1 耐火填料

耐火填料是涂料的主体部分，也称耐火骨料，是涂料抗黏砂性的决定因素。其物理化学性质对涂料的工艺性能及工作性能都有很大的影响。选择耐火填料时应综合考虑其耐火度、烧结点、粒度组成、高温化学稳定性、pH值、与金属液及其氧化物的润湿性，线胀系数、热导率、结晶水、发气量等物理化学性质。此外还应考虑其价格，资源及环保等因素。不同铸造合金、铸型（或面砂）种类，不同铸件尺寸应选用不同的耐火填料来配制涂料。一种涂料可以采用单一耐火填料，也可以采用两种以上的耐火填料。

（1）锆英粉

锆英粉的主要成分为硅酸锆（$ZrSiO_4$），有很高的耐火度，优异的高温化学惰性，热胀系数低，热导率和蓄热系数高，同时又具有很强的烧结能力，具有极佳的抗黏砂及剥离能力，因此是极好的且适用范围最广的涂料用耐火填料，在各类厚大铸件上用得很普遍。但锆英粉属弱酸性材料，不适用于碱性钢种如高锰钢铸件。配制涂料用的锆英粉分为三级，其化学成分见表4.6-1（JB/T 9223—1999）。

表4.6-1 锆英粉的化学成分（质量分数） %

$(Zr·Hf)O_2$① ≥	SiO_2 ≤	TiO_2 ≤	Fe_2O_3 ≤	P_2O_5 ≤	Al_2O_3 ≤
66.0	33.00	0.30	0.15	0.20	0.30
65.0	33.00	1.00	0.25	0.20	0.80
63.0	33.50	2.50	0.50	0.25	1.00

① 铪（Hf）系放射性元素，HfO_2与ZrO_2共生，难以分离。

（2）硅石粉

即石英粉，主要成分为SiO_2，是涂料用最廉价的耐火填料之一，资源丰富。它的性质与硅砂相似，具有较高的熔点和烧结温度，但由于它在高温下能与铁的氧化物生成低熔点、低黏度的铁橄榄石（$2FeO·SiO_2$），容易形成铸件的黏砂缺陷，因此通常只适用于一般中、小铸钢件和部分铸铁件，不适用于大型铸钢件和锰钢铸件。配制涂料用的硅石粉的性能要求见表4.6-2。

表4.6-2 硅石粉的性能要求

化学成分（质量分数）/%			灼烧减量（质量分数）/%	耐火度/℃
SiO_2	CaO、MgO、Na_2O、K_2O	Fe_2O_3	≤0.5	≥1 690
≥98	≤1.0	≤0.75		

（3）刚玉粉

刚玉粉分为白刚玉和棕刚玉两种，属中性耐火材料。刚玉的结构致密，高温化学惰性高，抗酸碱性强，热导率比石英高，热胀系数比石英约小1/2。可用来配制大型铸钢件和合金钢铸件用的涂料。刚玉粉的资源较少，白刚玉粉纯度很高（Al_2O_3质量分数≥97%），抗黏砂效果更好，但价格昂贵。纯度相对低一些（Al_2O_3质量分数≥92.5%）的棕刚玉粉，性能稍低于白刚玉，但其价格较低，广泛用于中型铸钢件、高锰钢及铸铜件。

（4）铝硅质耐火粉填料

铝硅质耐火粉填料是以Al_2O_3和SiO_2为主要组成的铝硅酸盐，是资源最为丰富的一种原材料，在很宽的成分范围内都具有较好的耐火性能。以下是几种典型的铝硅质耐火填料。

1）高铝矾土粉　高铝矾土粉的资源较丰富，价格也比刚玉粉和锆英粉等便宜，无硅尘和放射性危害。其耐火度较高、热性能稳定、不易与金属氧化物生成低熔点物质，也不易被金属液和金属氧化物所润湿，可用来配制中小型铸钢件、铸铁件及非铁合金铸件用的涂料。由于铝矾土原矿含有大量的分子水，因此在磨粉前必须在1 300～1 500℃下进行充分的煅烧，否则用于涂料会导致涂层严重开裂乃至剥落，还会造成铸件气孔缺陷的产生。

2）莫来石粉　莫来石粉是一种性能优良的耐火填料，化学式为$3Al_2O_3·2SiO_2$，广泛用于冶金及建材等行业的耐火材料。目前莫来石主要有两种，一种是电熔莫来石，纯度高、性能好，但价格昂贵。另一种是烧结莫来石，是采用天然莫来石精矿等原料通过1 600℃高温烧结合成的产品，纯度和性能虽比电熔莫来石稍差，但其价格较便宜，可作为铸钢、铸铁及非铁合金用涂料的耐火填料，烧结莫来石的成分见表4.6-3。另外，用煤矸石与铝矾土经高温煅烧并粉碎制成的低品位莫来石粉，价格低廉，也可用于铸造涂料。

表4.6-3 莫来石的成分及性能

型号	Al_2O_3	SiO_2	Fe_2O_3	K_2O	Na_2O	体积密度/$g·cm^{-3}$	耐火度/℃
	质量分数/%						
M70	68～78	22～28	≤0.80	≤0.20	≤0.06	2.65～2.80	≥1 850

3）叶蜡石粉　用于铸造涂料的叶蜡石粉是以水化硅酸铝（$Al_2O_3·4SiO_2·H_2O$）经1 200～1 300℃煅烧、粉碎制成的一种耐火粉料，具有磷片状晶体结构，化学性质稳定，可与石墨粉共用，用于铸铁件涂料，具有很好的抗黏砂和剥离效果。此外，叶蜡石粉也可用于非铁合金铸件。

4）硅线石类粉料　这一类矿物往往以同质异构的硅线石、红柱石及蓝晶石形式出现，理论Al_2O_3质量分数为62.9%，此类矿物加热至1 545℃时会分解为莫来石和无定形SiO_2。铸造涂料中所用的硅线石粉Al_2O_3质量分数为55%～59%，耐火度一般大于1 790℃，可用于中小型铸钢件及铸铁件。

5）耐火熟料　指Al_2O_3质量分数为30%～46%的黏土质耐火粉料的煅烧产物，是莫来石和二氧化硅的混合物，可用于中小型铸钢件。应用中耐火熟料的化学成分要求Al_2O_3质量分数≥30%；Fe_2O_3≤3%；耐火度>1 580℃。

（5）镁质耐火粉料

1）镁砂粉　镁砂粉是菱镁矿（$MgCO_3$）经1 450℃以上高温煅烧并粉碎制成，其主要成分为方镁石（MgO），熔点为2 800℃。镁砂粉的熔点极高而热胀系数比石英小，没有因相变引起的体积突变，属碱性耐火材料，不与氧化铁或氧化锰相互作用，抗碱性熔渣的能力很强，因此特别适用于配制用于高锰钢铸件和涂敷在石灰石砂上的涂料。镁砂粉价格

便宜，资源丰富。但镁砂粉吸湿性很强，易结块、不宜长期存放。另外，镁砂粉具有很强的碱性，易水化，Mg^{2+} 离子对膨润土及一些高分子悬浮剂有很强的絮凝能力。因此镁砂粉涂料的悬浮性、流平性及涂刷性较差。做好的涂料也不易长期存放。

2）镁橄榄石粉　镁橄榄石粉也属于碱性耐火填料，其主要成分为 $2MgO \cdot SiO_2$。镁橄榄石粉的耐火度较高，不与铁和锰的氧化物反应，故具有较强的抗金属氧化物侵蚀的能力，适用于配制高锰钢等碱性合金钢的涂料，同样适用于用石灰石砂造型的型、芯。与镁砂粉相比，镁橄榄石粉的热胀系数小，铸件表面更光洁。镁橄榄石粉中的蛇纹石会降低其耐火度，增加发气量，因此，蛇纹石的含量越低越好，一般不应大于 20%。氧化铁会降低镁橄榄石粉的抗黏砂能力，其质量分数应控制在 10%以下。用于涂料的镁橄榄石粉其化学成分和物理性能见表 4.6-4

表 4.6-4　镁橄榄石粉的化学成分（质量分数）和物理性能　%

等级	MgO	SiO_2	Fe_2O_3	灼烧减量(L.O.I)	含水量	耐火度/℃
	≥	≤				≥
一级	47	40	10	1.5	0.5	1 690
二级	44	42		3	0.5	

3）镁铝尖晶石　烧结镁铝尖晶石（$MgAl_2O_4$）是用人工合成的一种新型耐火原料。该产品具有热膨胀系数小，抗化学侵蚀能力强、导热性能好、熔点高等优良特性，广泛应用于各种耐火浇注料，及钢包内衬材料，也是铸造涂料的一种优良耐火填料，可用于各种铸钢件。与镁砂粉相比其碱性低、抗水化、抗吸湿性好，涂料的悬浮性、流平性、涂刷性等优良。烧结镁铝尖晶石的成分及性能见表 4.6-5

表 4.6-5　烧结镁铝尖晶石的成分及性能

化学成分（质量分数）/%			耐火度/℃
MgO	Al_2O_3+MgO	Fe_2O_3	
35～40	≥90%	≤1.8%	≥1 790
25～30	≥90%	≤2.0%	≥1 790
25～30	≥96%	≤0.5%	≥1 790

4）镁铬砖粉　镁铬砖粉是废耐火砖粉碎制成的一种耐火粉料，其主要成分为镁铬尖晶石。其耐火度高、抗熔渣能力强、热性能稳定且价格低廉，可用于高锰钢及碳钢件的耐火涂料。

（6）铬铁矿粉

铬铁矿粉属尖晶石矿物，化学式为 $FeO \cdot Cr_2O_3$。铬铁矿粉耐火度高，热稳定性好，抗碱性渣能力强，不与氧化铁等发生化学反应，不被金属液所润湿，热导率比硅砂大许多倍，在金属液的浇注过程中，涂层中的铬铁矿粉自身会产生固相烧结，这有助于提高抗黏砂的能力，清理时涂层也容易从铸件上剥离。铬铁矿粉可用来配制中大型铸钢件和各种合金钢铸件的涂料。用来配制涂料的铬铁矿粉，其化学成分的要求见表 4.6-6。

表 4.6-6　铬铁矿粉的化学成分（质量分数）　%

Cr_2O_3	SiO_2	CaO	灼烧减量
≥45	≤3.0	≤1.0	≤0.5

（7）石墨粉

石墨粉是一种碳素材料。天然石墨有两种形态：无定形（土状）石墨和鳞片状石墨。鳞片石墨具有片状结构，结晶完好，纯度高，发气量低，具有很高的耐火度和抗金属润湿能力，具有极好的抗黏砂能力，但涂料中加入量过高时会影响涂料的附着性及渗透性。无定型石墨，也称微晶石墨或土石墨，由于纯度和结晶度不如鳞片石墨，其耐火度低于鳞片石墨，且发气量大，但其价格低廉，也有很好的抗黏砂能力，在铸铁件的生产中也有极其广泛的应用。石墨粉是中性材料，耐火度高、对金属液的激冷能力强，不被金属液或金属氧化物所润湿，不与金属液发生化学反应，在浇注过程中能形成还原性气氛，抗黏砂能力强，而且密度小，易悬浮，资源丰富，价格也不贵。它是铸铁涂料最常用的耐火填料。对于厚大铸铁件，为了防止高温激热下涂层开裂，国内多以 7:3 或 8:2 的质量比，将无定形石墨粉和鳞片状石墨粉组合使用。石墨粉还可用于铸铜件。由于石墨会使铸钢件增碳，因而不适用于铸钢涂料。由于石墨黑且轻，易飘浮于空气中，对铸造车间的环境污染较严重，可用其它浅色材料部分或全部取代石墨，制成浅色烧结型铸铁涂料。

用来配制涂料的石墨粉，其化学成分的要求见表 4.6-7。

表 4.6-7　石墨粉的化学成分要求（质量分数）%

种类	固定碳	硫分	水分	灰分	挥发分
无定形石墨	>75	<1	<2	<15	<4.5
鳞片状石墨	85～90	<0.5	<0.5	<10	—

（8）滑石粉

滑石粉是一种含水硅酸镁，化学式为 $3MgO \cdot 4SiO_2 \cdot H_2O$，加热到 840～900℃时失去结晶水并分解，分解产物为斜顽辉石和无定形硅石。滑石粉耐火度低，硬度低，配成的涂料手感滑爽，广泛用于非铁合金铸造，与硅石粉、石墨粉等材料配合可制成中小型铸铁件用涂料。如用于铸铁件时需预先经 850～900℃焙烧，以除去结晶水。

（9）辅助耐火填料

有些耐火填料不能或很少单独使用，而是和其他耐火填料配合使用，以改善涂料的综合性能。这类材料称为辅助耐火填料，如长石粉、硅藻土、珠光粉、云母粉、焦炭粉、玻璃粉等。

长石粉：长石粉分为钾长石和钠长石，是一种含碱金属氧化物的铝硅酸盐，其耐火度和烧结点较低，价格便宜，广泛用于陶瓷、玻璃及铸造等行业。在铸造涂料中可作为低熔点非铁合金用涂料的耐火骨料。在铸铁涂料中常加入适量长石粉作为助熔剂，可改善涂料的烧结和剥离性。钾长石熔点较高，钠长石则较低。

云母粉：云母粉为硅酸钾铝的水化物，化学式为 $H_2KAl_3(SiO_4)_3$，熔点为 750～1 100℃。云母粉为天然薄板状结晶，其涂层对铸型有很强的覆盖能力，可有效地防止金属液的渗透。云母粉常用于浇注铜铸件、铝铸件，铸铁件用涂料中也可加入适量的云母粉。

硅藻土：硅藻土是一种优良的绝热耐火材料。硅藻土属生物成因的硅质沉积岩，主要由单细胞水生藻类植物的遗骸化石组成，具有显微多孔状结构，主要成分为 SiO_2。其隔热保温性好、吸附性强、耐火度较高，广泛用于吸附、过滤及绝热保温材料。硅藻土可用于增强砂型涂料的保温及蓄气性能，另外在离心铸管涂料、金属型涂料中也得到了广泛应用。硅藻土因其产地不同其保温性能及耐热性能有很大不同，一般按 SiO_2 质量分数分为三级：>85%为 1 级，80～85%为 2 级，<80%为 3 级。我国吉林长白山硅藻土的 SiO_2 质量分数高达 91.98%，达到国外优质硅藻土的水平。硅藻土原矿发气量很高，用于铸造涂料时需预先在 900℃煅烧。

几种常用耐火填料的物理性能列于表 4.6-8。不同材质铸件常用的涂料耐火填料列于表 4.6-9。

表 4.6-8 几种常用耐火填料的物理性能

耐火填料名称	分子式	化学性质	密度 ρ /g·cm^{-3}	熔点/℃	烧结温度/℃	在 FeO 作用下的烧结温度/℃	比热容 c /J·(kg·K)$^{-1}$	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$		线胀系数 (293～1 273K) α_l/K^{-1}
								673 K	1 473 K	
锆英粉	$ZrO_2 \cdot SiO_2$	弱酸性	4.6～4.7	2 200	1 600～1 800	1 400～1 600	544		2.093	5.5×10^{-6}
硅石粉	SiO_2	酸性	2.65	1 713	1 500～1 700	1 400～1 500	1 046	1.591	0.670	16.0×10^{-6}
刚玉粉	Al_2O_3	中性	3.8～3.9	2 000～2 500	>1 850	—	1 130	12.56	5.275	8.8×10^{-6}
高铝矾土粉	$mAl_2O_3nSiO_2$	中性	≈2.6	>1 800	1 500～1 700	1 300～1 700	—	—	—	—
莫来石粉	$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	酸性	3.1～3.3	1 830～1 850	—	—	1 005	1.214	1.549	4.5×10^{-6}
硅线石粉	$Al_2O_3 \cdot SiO_2$	酸性	2.6～2.8	>1 790	1 450～1 600	1 300～1 500	—	—	—	—
镁铝尖晶石	$MgAl_2O_4$	碱性	3.5～3.7	>1 800	—	—	—	—	—	—
铬铁矿粉	$FeO \cdot Cr_2O_3$	中性	4.1～4.4	>1 900	1 450～1 850	1 450～1850	—	—	8.374	8×10^{-6}
镁砂粉	MgO	碱性	3.4～3.6	>2 000	—	—	—	5.694	2.931	13.5×10^{-6}
镁橄榄石粉	$2MgO \cdot SiO_2$	碱性	3.2～3.4	>1 800	1 400～1 600	1 200～1 400	—	—	—	—
鳞片状石墨粉	C	中性	2.25	≈3 000	—	—	—	—	153.53	2×10^{-6}
无定形石墨粉	C	中性	—	≈2 100	—	—	—	—	—	—
滑石粉	$Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$	碱性	2.7	800～1 350	—	800～1 300	—	—	—	—
云母粉	$H_2KAl_3(SiO_4)_3$	弱酸性	2.8～3.1	750～1 100	—	—	—	—	—	—

注：表中熔点等部分性能会随其杂质含量的多少而改变。

表 4.6-9 不同材质铸件常用的涂料耐火填料

铸件材质 \ 耐火填料		硅石粉	锆英粉	棕刚玉粉	高铝矾土	莫来石粉	铬铁矿粉	镁砂粉	镁橄榄石粉	无定形石墨	鳞片石墨粉	滑石粉	镁铝尖晶石	硅线石粉	云母粉	长石粉	叶蜡石粉
铸钢	碳钢	+	+	+	+	+	+	o	–	–	–	–	+	–	–	–	–
	高锰钢	–	–	+	–	o	+	+	+	–	–	–	+	–	–	–	–
	合金钢	–	+	o	o	–	+	–	–	–	–	–	+	–	–	–	–
铸铁	灰铸铁	Λ	+	–	o	+	o	–	o	+	+	Λ	o	+	Λ	Λ	+
	球墨铸铁	+	o	–	o	+	o	–	o	+	+	Λ	o	o	Λ	Λ	o
	可锻铸铁	+	o	–	o	+	–	–	–	+	o	Λ	o	o	o	o	o
铜合金		–	o	+	–	o	–	o	–	+	Λ	+	+	–	Λ	–	+
铝合金		–	o	o	–	+	–	–	–	+	–	+	–	+	+	+	+
镁合金		–	–	+	–	–	–	+	+	o	–	–	+	–	–	–	–

注："+"表示常用；"o"表示不常用，仅在某种条件下使用；"–"表示不用或很少使用；"Λ"表示常和其它耐火填料配合使用。

3.2 载体

载体又称载液或溶剂。其主要作用是使耐火填料分散在其中，形成便于涂敷的浆状涂料。载体的选用主要取决于所用黏结剂的类别、操作条件和使用工艺等因素。常用的载体通常分为水和有机溶剂两类。以水作载体的涂料称为水基涂料；采用有机溶剂作载体的涂料称为有机溶剂涂料，其中以醇类做载体的涂料可称为醇基涂料。

1）水　水是最常用的载体，代号 S。它有以下一些优点：易使涂料获得良好的悬浮性、涂刷性、不流淌性、流平性、渗透性和流变性，且价廉、易得、无毒、无臭、安全。由于水中钙、镁盐类过多会破坏涂料的悬浮性和胶体的稳定性，导致涂料相关性能的恶化，因此用做涂料载体的水，其硬度不能过高。铸造用涂料对水的硬度没有统一的规定，通常普通自来水可满足一般涂料的要求。必要时可通过蒸馏、离子交换处理，或加入化学改性剂来改善。水的 pH 值等于 7 时最佳。

2）溶剂　有机溶剂代号 Y，其种类很多，常用的有机溶剂性质见表 4.6-10。闪点是有机溶剂液面上的蒸汽和空气的混合物与火接触后，开始产生蓝色火焰的闪光时的温度；闪点低，则易燃烧。蒸发数是以乙醚为基准，比较各有机溶剂的蒸发率。蒸发数高，则表示蒸发慢，燃烧也缓慢。

表 4.6-10　几种有机溶剂的性质

名　称	分 子 式	沸点/℃	密度/$g \cdot cm^{-3}$	大气中允许最高浓度 /$10^{-6}m^{-3}$	闪点/℃	蒸发数[①]
乙醇	C_2H_5OH	78.4	0.80	1 000	12	8.3
甲醇	CH_3OH	64.65	0.79	200	6.5	6.3
异丙醇	$(CH_3)_2CHOH$	80 ~ 82	0.79	100	12	10.5
正丁醇	$CH_3(CH_2)_2CH_2OH$	115 ~ 117	0.80	100	28	2.5
石油醚	R - O - R'	80 ~ 110	0.70 ~ 0.72	500	20	3.3
二氯甲烷	CH_2Cl_2	40 ~ 41	1.33 ~ 1.37	500	—	1.8
氯仿	$CHCl_3$	61.2	1.49	100	—	0.56
三氯甲烷	—	74 ~ 78	1.33	—	—	—
四氯化碳	CCl_4	76.8	1.595	—	—	—

① 蒸发数为为溶剂在一定条件下蒸发时间与相同条件下乙醚蒸发时间的比值。

点火干燥的涂料常用乙醇作载体，其燃烧速度和燃烧值适中，且无毒、无异味。异丙醇也是一种很好的载体，在国外被普遍采用，但是，因其价格较贵在我国应用较少。甲醇来源广、价格低，可作为醇基涂料的载体，一般和乙醇或异丙醇混合使用，单独使用时溶剂渗透过快、过深，涂刷性较差，黏度偏高，涂层覆盖能力较差，毒性也较高。石油醚一般作为辅助溶剂加入，可改善涂料的点火燃烧性能。由于极易着火，危险性较大，使用或储存时必须注意安全防火。

采用容易挥发的有机溶剂可制成自干涂料，即不需要点火引燃而靠自然干燥。氯化烃类溶剂挥发速度很快，且不会燃烧，适合于作为自干涂料的溶剂。但氯化烃类溶剂毒性较大，使用时要注意加强通风。二氯甲烷的沸点仅为 40℃左右，在空气中的允许浓度也较高，因而是自干涂料常用的载体之一。三氯乙烷在国外最为常用。国内常用的烃类挥发性有机溶剂还有 200 号溶剂油、二甲苯、松节油等。

3.3　悬浮剂

悬浮剂在涂料中用来形成稳定的胶体体系，以使涂料在使用、储存或运输过程中保持成分均一、无沉淀分层。它通常还能起到防止载体脱离耐火填料而单独渗入型（芯）砂这一不良现象的发生。悬浮剂对涂料的流变性和工艺性能起决定性的作用。悬浮剂的选择主要应根据载体的种类，其次是耐火填料的类型。

涂料的悬浮剂分为两种类型，一类为无机矿物，主要是黏土类矿物，另一类为有机高分子化合物。通常将两种类型的悬浮剂配合使用效果更好。水基涂料常用的悬浮剂有：钠基膨润土、凹凸棒土、海泡石、累托石、羧甲基纤维素钠、纤维素醚、黄原胶、田青胶、聚丙烯酰胺、海藻酸钠、聚乙烯吡咯烷酮等。有机溶剂涂料常用的悬浮剂有：有机膨润土、锂基膨润土、凹凸棒土、有机棒土、海泡石、有机累托石、聚乙烯醇缩丁醛、氢化蓖麻油、聚乙烯吡咯烷酮、羟丙基纤维素、醇溶性聚丙烯酸酯等。

1）钠基膨润土　钠基膨润土是水基涂料最常用的悬浮剂。它能在水中膨胀，形成水化膜，并搭接成立体网状结构，使涂料产生屈服值，阻止耐火填料下沉。钠膨润土的效果比钙膨润土更好，后者可以通过活化处理后再使用。膨润土在涂料中还能起到一定的黏结作用。膨润土若与高分子化合物配合使用，其颗粒为高分子键所吸附而产生“桥联接”作用，它们共同形成的立体网状结构更加稳定、牢固，从而使悬浮性更好。膨润土价格低廉、资源丰富、在水基涂料中的悬浮作用很强，但在醇类有机溶剂中的悬浮作用则较差。

2）有机膨润土　它是醇类有机溶剂涂料（醇基涂料）较为理想的悬浮剂。国内生产的有机膨润土，是以季胺盐取代膨润土中的金属离子所得到的能在甲苯、二甲苯中膨润的产物。由于它不能直接在醇类有机溶剂中溶胀，因此需用二甲苯等引发剂先将有机膨润土调成膏状，称之引发，然后加入到醇基涂料中。有机膨润土的缺点是价格昂贵，引发用的二甲苯有难闻的气味。

3）锂基膨润土　它是在天然钙膨润土中加入锂盐，通过离子交换反应后得到的产物。锂膨润土可先用水使其溶胀，再配制醇基涂料。它的悬浮作用很强，且价格比有机膨润土便宜得多。用锂基膨润土配制的醇基涂料的性能随储存时间的延长而降低较快，不宜长期储存。

4）羧甲基纤维素钠（CMC）　它是用棉花纤维经醚化反应得到的钠盐，呈白色或微黄色纤维状。CMC 与膨润土配合使用可明显提高涂料的屈服值，改善悬浮性。CMC 在涂层中还能产生一定的黏结作用。中性、中黏度的 CMC 更适合于用做涂料的悬浮剂，其技术条件见表 4.6-11。CMC 的价格不贵，来源丰富，综合性能也较好，因此较广泛地用做水基涂料的悬浮剂。

表 4.6-11　羧甲基纤维素钠（CMC）的技术条件

牌号	2%水溶液黏度/Pa·s	w（钠）/%	pH 值	w（水）/%	w（氯化物）（%）	w（重金属，以 Pb 计）/%	w（铁）/%	w（砷）/%
FM6	0.3 ~ 0.6	6.5 ~ 8.5	6.5 ~ 8.0	≤10.0	≤3.0	≤0.002	≤0.03	≤0.000 2

5）聚丙烯酰胺（PAM）　它由丙烯酸和丙烯酰胺共聚而成，呈白色粉末状，分阳离子、阴离子和中性三种类型，用做水基涂料悬浮剂时，通常采用阳离子 PAM。在水溶液中只要含有 PAM 质量分数为 0.01% ~ 0.1%时，便可获得很高的黏度。PAM 和膨润土质点之间有强烈的吸附作用，使涂料具有很好的悬浮性。

6）聚乙烯醇缩丁醛（PVB）　它是由聚乙烯醇与丁醛在酸性介质中缩聚而成，呈白色或浅黄色粉末状，能溶于乙

醇等，并可迅速提高乙醇的黏度。在醇基涂料中不仅起到悬浮作用，还可显著提高涂层干燥后的表面强度。

7）凹凸棒土 它的主要矿物组成是凹凸棒石，是一种含水化铝、镁硅酸盐的黏土矿物，呈链状构造型，吸水速度快，分散在载体中能形成杂乱的网状结构，能赋予涂料以良好的悬浮性，还能改善涂料的流变性和工艺性能。

我国安徽、江苏生产的凹凸棒土的主要技术条件见表4.6-12。

表 4.6-12 凹凸棒土的主要技术条件

质量分数/%				吸水率（1 min）/%	pH 值
SiO_2	Al_2O_3	MgO	水		
55～60	8～13	9～13	10～15	≥200	6.6～6.9

8）海藻酸钠 从褐藻类的海藻中提取加工而成，呈白色、棕色粉末或颗粒，溶于水，不溶于乙醇。按 GB/T 1976—1980 标准的规定，海藻酸钠应符合表 4.6-13 的规定。

表 4.6-13 海藻酸钠的技术条件（摘自 GB/T 1976—1980）

pH 值	水不溶物，干基（质量分数）/%	黏度/mPa·s	干燥失重（质量分数）/%	硫酸灰分（质量分数）/%
6～8	3.0	≥150	<15	30～37

9）田菁胶 是由豆科植物田菁的种子加工而成，属于中性高分子化合物，对水有很大的亲合力，遇水产生溶胀，可用做水基涂料的悬浮剂。它含有甘露糖、半乳糖、蛋白质、纤维素等。田菁胶除能提高涂料的悬浮性外，还能赋予涂料以触变性。

10）黄元胶 又称聚糖胶，是一种多糖类生物高分子，溶于水，不溶于醇。黄元胶在水溶液中呈多聚阴离子，具有很强的增稠、流变效果，且与多种盐类、表面活性剂、黏结剂、防腐剂等有较好的相容性，可作为水基涂料的悬浮剂。其缺点是价格昂贵，易发酵变质发臭，应配合有效的防腐剂。

11）羟乙基纤维素（HEC） 羟乙基纤维素属纤维素醚，为非离子型增稠剂。HEC 可在很宽的 pH 值范围（pH＝2～12）内使用，对各种电解质也有很强的相容性。HEC 可使涂料具有假塑性和触变性，增强浮料的悬浮性、不流淌性及流平性。HEC 储存稳定性好，不易发酵变质。HEC 在溶解过程中易结块及团聚，不易分散，使用时要预先溶解成质量分数为 1%～3%的透明溶液。

12）甲基纤维素（MC） 甲基纤维素也是一种非离子型纤维素醚，性能优于 CMC。

13）羟丙基纤维素（HPC） 属纤维素醚，是通过碱性纤维素与环氧丙烷反应，用羟丙基部分取代纤维素上羟基而制成的一种新型增稠剂。其最突出的优点是可溶于水又可溶于醇类等极性有机溶剂，并使溶液增稠。可用于水基和醇基涂料的增稠剂、悬浮剂及流变助剂。

14）聚乙烯吡咯烷酮（PVP） 是一种新型有机流变助剂、增稠剂，既可溶于水，又可溶于许多有机溶剂，在涂料、化工、陶瓷、医药等行业获得了非常广泛的应用。PVP 可用于水基涂料及醇基涂料高分子悬浮剂、流变助剂等，可明显改善涂料的悬浮性、流平性。

15）氢化蓖麻油 其主要成分为多羟基硬酯酸，可溶于醇类及烃类有机溶剂。可用于醇基涂料的悬浮剂及流变助剂。使用前需预先制成一定浓度的凝胶，然后再分散到涂料载液中。

3.4 黏结剂

黏结剂的作用是将涂料中的耐火填料等组分黏结起来，使涂层具有一定的强度和耐磨性，同时将涂层与基体黏结在一起。常用的黏结剂大致可分为无机和有机两类，在一种涂料中可以同时使用。按涂料与水亲和能力又可分为亲水型和憎水型。亲水型适用于水基涂料，憎水型一般用于有机溶剂涂料，某些憎水型黏结剂经处理后也可以用于水基涂料。涂料常用的黏结剂类别见表 4.6-14。在选用涂料的黏结剂时主要应考虑其溶解性、胶体性能、发气量及其 pH 值对胶体体系的影响。

表 4.6-14 常用涂料黏结剂类别

无机黏结剂（高温黏结剂）	亲水型	黏土、膨润土、水玻璃、硅溶胶、磷酸盐、硫酸铝、聚合氯化铝
	憎水型	有机膨润土
有机黏结剂（低温黏结剂）	亲水型	糖浆、纸浆废液、糊精、改性淀粉、聚乙烯醇（PVA）、聚乙烯醇缩甲醛、聚丙烯酸乳液、苯丙乳液、硅丙乳液、聚丙烯酸钠、聚醋酸乙烯乳液、水溶性酚醛树脂、天然树胶
	憎水型	沥青、煤焦油、松香、酚醛树脂、干性植物油、合脂油、硅酸乙酯、聚乙烯醇缩丁醛（PVB）

1）糖浆 糖浆是制糖工业的副产品，棕褐色黏稠液体，主要成分为蔗糖、还原糖、果胶质、灰分和水，含固率 70%～75%（质量分数）。糖浆可作为水基涂料的黏结剂，黏结性、抗吸湿性较好，发气量低。浇注时糖浆在铸型（芯）表面燃烧形成光亮碳，涂层有较好的剥离性。其缺点是易发酵变质、有异味，应加入防腐剂。

2）纸浆废液 纸浆废液是用亚硫酸盐法造纸，取得木质素后的剩余液体，其主要成分木质素磺酸盐、树脂、糖、亚硫酸盐等。以木材为原料的纸浆废液干强度较好，其缺点是吸湿性较强。

3）聚乙烯醇（PVA） 聚乙烯醇（PVA）是由聚醋酸乙烯加碱醇解而合成的一种水溶性高分子，无毒、无味，呈白色粉末。用于涂料的聚乙烯醇牌号为 PVA17－88（聚合度 1700，醇解度 88%）或 PVA17－99（聚合度 1700，醇解度 99%）。聚乙烯醇有较高强度和较低的发气性，且有增稠效果，有利于涂料的悬浮。聚乙烯醇不易在冷水中溶解，应在热水中预先溶解后使用。

4）酚醛树脂 它是涂料中最常用的人工合成树脂，有以下两种：①热塑性酚醛树脂，呈块状或粉状，能溶于乙醇，但不溶于水，常用做醇基涂料的黏结剂，如用于水基涂料时，应先将其溶于乙醇。②热固性酚醛树脂，能溶于水，故又称水溶性酚醛树脂，用做水基涂料黏结剂。上述两种酚醛树脂都能使涂层得到较高的强度。

5）磷酸盐 磷酸二氢铝、磷酸三钠、六偏磷酸钠、三聚磷酸钠等磷酸盐为水溶性黏结剂，可作为水基涂料的高温黏结剂。

6）松香 松香是从松木树脂提炼出的一种热塑性天然树脂，黄色半透明块状物，较脆、易破碎。其主要成分为松

香酸及松香酸酐，熔点为 75～135℃，溶解于乙醇、甲醇等有机溶剂。它是醇基涂料常用的黏结剂，黏结强度好、涂层不易开裂，铸件表面光洁，而且价格较低。其缺点是涂层容易过烧而粉化。松香可以和酚醛树脂混合使用

7）硅酸乙酯　它是四氯化硅与乙醇的聚合物，分子式为 $(C_2H_5O)_4Si$。能溶于乙醇、丙酮、汽油等有机溶剂，是涂料的高温黏结剂。

8）硅溶胶　又称硅酸溶胶，它是水玻璃经离子交换后再浓缩而成，呈乳白色或淡青色的溶液。分子式为 $mSiO_2 \cdot nH_2O$，它含质量分数为 24%～31% 的 SiO_2，溶液中杂质 Na_2O 的质量分数小于等于 0.5%，保质期可达 1 年。硅溶胶的黏结能力比水玻璃和硅酸乙酯更强。

9）聚醋酸乙烯乳液　俗称白乳胶，为水溶性高分子乳浊液，pH 值为 4～6，含固体质量分数（50±2)%，黏度有 2.5～7.0 Pa·s 及 7～10 Pa·s 两种。除黏结作用外，它还能析出光亮碳，有助于涂层从铸件上剥离。

还有许多能用于涂料的黏结剂，如水玻璃、糊精、煤焦油、沥青、干性油等。

3.5 助剂

助剂是为了改善涂料的某些性能而添加的少量附加物。

1）润湿渗透剂　造型制芯过程中由于使用了非极性的憎水性脱模剂，使得水基涂料常常不能很好地润湿型芯表面，涂层的渗透及附着性也大受影响。加入适量的润湿，渗透剂可解决上述问题。润湿渗透剂属表面活性剂，它的加入往往会带来消泡难的问题，因此，在选择润湿渗透剂时应尽量选用低泡或无泡型表面活性剂。常见的润湿渗透剂有 OP-10、T-80、JFC、渗透剂 T 等。OP-10 的学名叫聚氧乙烯烷基醇醚，俗名乳百灵，属于非离子型表面活性剂，加入量一般为涂料质量的0.2%～0.3%。T-80 的学名叫琥珀酸辛酯磺酸钠盐，又名吐温-80，属于阴离子型表面活性剂，可与其它各类表面活性剂混合使用，加入量一般为涂料质量的 0.05%。JFC 的学名叫脂肪醇聚氧乙烯醚，加入量一般为涂料质量的 0.2%～0.3%。Surfynol 及 Dynol 系列表面活性剂是一种含有乙炔基二酚的特殊表面活性剂，同时带有亲水基和具有消泡功能的特殊疏水基团，其特殊结构使其同时具有润湿和消泡两大功能，是一种理想的润湿渗透剂，可以使涂层具有优良的表面性能。它们对改善涂料的润湿性均有相当好的效果，但切忌多加，否则会造成涂料流淌，渗入型、芯过深使涂层太薄，甚至出现大量气泡等问题。

2）消泡剂　水基涂料在制备和稀释使用过程中常常会出现不同程度的气泡，影响涂层的表面质量，需加入适量消泡剂以消除其不良影响。优良的消泡剂要同时具有高效消泡和抑泡作用，而且效果持久。有的消泡剂起始消泡效果很好，但经过一段时间即失去活性，因此必须考虑消泡剂的持久性。常用的消泡剂有长链醇类（如正丁醇、正辛醇、正戊醇等)，磷酸酯类（磷酸三丁酯等）及有机硅乳液类。需要注意的是，在评价消泡剂的效果时，一定要在加入消泡剂至少 24 h 以后进行观察和评价。如果加入消泡剂后立刻观察评价，往往会得出错误的结论。消泡剂的加入量一般为涂料质量的 0.02%左右。

3）防腐剂　防腐剂用来防止水基涂料在储存、使用中发酵、腐败、变质。加有糖浆、糊精、淀粉等有机物的涂料，或使用受到污染的水质时，涂料容易变质，夏季气温较高时更甚。常用的防腐剂有麝香草酚（又名百里酚)、五氯萘酚、五氯酚钠、苯甲酸钠和甲醛水溶液（福尔马林)。苯甲酸钠是食品工业用防腐剂，安全性好。甲醛水溶液在铸造厂自己配制涂料时使用较普遍，加入量一般为涂料质量的 0.02%～0.04%。

4）分散剂　涂料中的耐火填料及无机悬浮剂必须达到最佳分散状态，才能使整个涂料体系保持悬浮稳定，并具备一系列优良的流变性能。仅靠制造时的机械分散很难达到最佳分散状态，需借助于有效的分散剂才能完成。分散剂的作用在于通过其特殊的化学结构，使聚集状态的填料粒子之间分开并吸附在粒子表面，使粒子间产生离子电荷、物理屏蔽、氢键偶极等作用，从而防止了粒子间的再次聚集和絮凝，使涂料能够保持稳定的分散悬浮状态。常用的分散剂分为无机、有机及高分子三类。无机分散剂包括聚磷酸盐如焦磷酸钠、六偏磷酸钠等；有机分散剂有阴离子型、阳离子型及非离子型，如烃基磺酸盐（阴离子型)、三甲基硬脂酰胺氯化物等（阳离子型）及山梨糖醇烷基化物等（非子离型）分散剂；高分子分散剂有聚羧酸盐、聚（甲基）丙烯酸酯类衍生物，顺丁烯二酸酐共聚物等。分散剂的使用效果与涂料所用的耐火填料及黏结剂种类有很大关系，必须通过试验来确定分散剂种类及加入量。分散剂的加入量不宜过多，否则会造成涂料分散体系的黏度异常。通常有机、无机分散剂配合使用时效果更好。

5）其他　其他助剂还有偶联剂：如氨甲基三乙氧基甲硅烷，用于酚醛树脂；固化剂：如六次甲基四胺（乌洛托品)，用于热塑性酚醛树脂。此外还有流平剂、助熔剂、芳香剂和着色剂等。

4 涂料的分类及配比

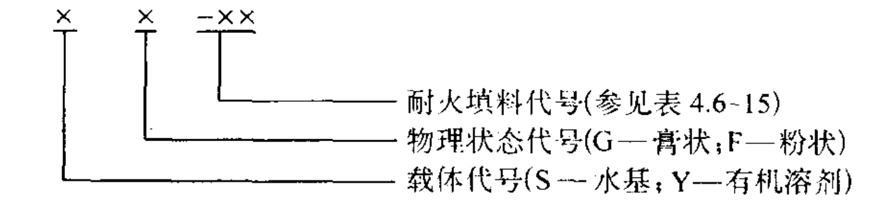
4.1 涂料的分类

目前铸造涂料的分类有多种不同的方法。按照涂料的载体不同可分为水基涂料和有机溶剂涂料。有机溶剂涂料中以点火干燥的醇基涂料为主；按照涂料的供应状态可分为浆状涂料、膏状涂料及粉状涂料等；按照不同铸造合金材料可分为铸钢涂料、铸铁涂料及铸铝涂料等。按照铸造工艺方法可分为砂型涂料、金属型涂料、消失模涂料、V 法造型涂料、离心铸造用涂料等；JB/T 9226—1999 标准按照耐火材料的不同，将涂料分为九类，其代号及耐火材料分类见表 4.6-15。

表 4.6-15　涂料按照耐火材料分类（摘自 JB/T 9226—1999）

代号	SM	H	JS	GL	Z	GY	M	MG	Q
耐火粉料	石墨粉	滑石粉	精制石英粉	高铝矾土粉	棕刚玉粉	锆英粉	镁砂粉	镁橄榄石粉	其他

JB/T 9226—1999 标准规定了涂料牌号的表示方法：涂料牌号的编制主要由相关的汉语拼音字母组成，其表示方法如下：



牌号举例　水基膏状锆英粉涂料：SG—GY；有机溶剂粉状石墨粉涂料：YF—SM

4.2 常用涂料的配比

4.2.1 铸铁件用涂料

常用铸铁件涂料的配比见表 4.6-16～表 4.6-20。

表 4.6-16 黏土砂干型铸铁水基涂料（质量比）

序 号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载 液	附加物	用 途
1	土状石墨：80 鳞片石墨：20	钠基膨润土：5	水柏油：3 黏土：4	水：适量	—	一般铸铁件
2	硅石粉：10 土状石墨：75 鳞片石墨：15	钠基膨润土：4 CMC：0.4	白乳胶：3 磷酸钠：0.5	水：适量	JFC：0.01	一般铸铁件
3	锆英粉：60 土状石墨：20 鳞片石墨：20	钠基膨润土：3 CMC：0.3	硅溶胶：7 水溶性酚醛树脂：3	水：适量	渗透剂：0.02	厚大铸铁件
4	铝矾土：100	钠基膨润土：3	糖浆：3 水柏油：1.7	水：适量	甲醛：0.2	厚大铸铁件
5	土状石墨：60 鳞片石墨：40	钠基膨润土：3 黏土：4	糖浆：2 水柏油：3	水：适量	甲醛：0.2	钢锭模芯
6	铝矾土粉：35 滑石粉：5 长石粉：60	钠基膨润土：3 CMC：0.4	水玻璃：7	水：适量	木粉：0~8	厚大铸铁件 浅色涂料

表 4.6-17 黏土砂湿型铸铁件用醇基涂料（质量比）

序 号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载 液	附加物	用 途
1	土状石墨：70 石灰石：30	—	—	汽油：适量	废机油：12~16	一般铸铁件
2	硅石粉：10 土状石墨：75 鳞片石墨：15	锂土：6~8	松香：7	酒精：适量	—	一般铸铁件
3	土状石墨：85 鳞片石墨：15 石灰石：1~3	SN 悬浮剂：4~5	酚醛树脂：1.5~3	酒精：适量	—	一般铸铁件
4	铝矾土：100	锂土：6~8 PVB：0.2	酚醛树脂：4~6	酒精：适量	—	厚大铸铁件
5	土状石墨：70 鳞片石墨：30	锂土：6~8 PVB：0.2	酚醛树脂：4~6	酒精：适量	—	一般铸铁件
6	滑石粉：100	—	酚醛清漆：100	酒精：适量	—	薄壁铸铁件
7	土状石墨：100	—	酚醛清漆：260	—	—	一般铸铁件

表 4.6-18 树脂自硬砂铸铁水基涂料（质量比）

序 号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载 液	附加物	用 途
1	土状石墨：60 鳞片石墨：40	钠基膨润土：4	糖浆：2 水柏油：3	水：适量	黏土：3	一般铸铁件
2	硅石粉：70 土状石墨：15 鳞片石墨：15	钠基膨润土：3 CMC：0.2	白乳胶：2 磷酸钠：0.5	水：适量	JFC：0.01	一般铸铁件
3	锆英粉：60 土状石墨：20 鳞片石墨：20	钠基膨润土：3 MC：0.3	硅溶胶：7 水溶性酚醛树脂：3	水：适量	渗透剂：0.02	厚大铸铁件
4	铝矾土：100	钠基膨润土：3	糖浆：3 水柏油：1.7	水：适量	甲醛：0.2	厚大铸铁件
5	镁橄榄石：70 土状石墨：20 鳞片石墨：10	凹凸棒土：4 CMC：0.3	水性酚醛树脂：5	水：适量	JFC：0.01 磷酸三丁酯：1	各种铸铁件
6	硅石粉：100	钠基膨润土：3 CMC：0.2	硅溶胶：5 PVA：2	水：适量	正丁醇：0.02	一般铸件

表 4.6-19　树脂自硬砂铸铁醇基涂料（质量比）

序　号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载　液	附加物	用　途
1	土状石墨：80 鳞片石墨：20	锂基膨润土：3 PVB：1	酚醛树脂：4	乙醇：适量	黏土：2	一般铸铁件
2	硅石粉：70 土状石墨：20 鳞片石墨：10	有机膨润土：4 PVB：0.5	松香：6	乙醇：适量	氧化铁：5	一般铸铁件
3	锆英粉：60 土状石墨：20 鳞片石墨：20	有机膨润土：3 PVP：0.4	酚醛树脂：3	乙醇：适量	钛白粉 0.5	厚大铸铁件
4	锆英粉：100	锂基膨润土：3 PVB：0.3	酚醛树脂：3	乙醇：适量		厚大铸铁件 浅色涂料
5	铝矾土：80 鳞片石墨：20	锂基膨润土：3	松香：3	乙醇：适量		厚大铸铁件
6	镁橄榄石：60 土状石墨：20 鳞片石墨：20	凹凸棒土：4 HPC：0.5	酚醛树脂：3	乙醇：适量	氧化铁：4	一般铸铁件
7	硅石粉：80 长石粉：20	有机膨润土：3 PVB：0.5	松香：6	乙醇：适量		一般铸铁件 浅色涂料
8	鳞片石墨：10 硅石粉：25 叶腊石粉：65	锂基膨润土：5	酚醛树脂：3		乌洛托品：0.2	一般铸铁件

表 4.6-20　树脂砂铸铁件用激冷涂料（质量比）

序　号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载　液	附加物	用　途
1	锆英粉：100	锂基膨润土：3 PVB：0.3	酚醛树脂：3	乙醇：适量	碲粉：2~8	防止缩松、渗漏
2	铝矾土：90 鳞片石墨：10	锂基膨润土：3 HPC：0.3	松香：3	乙醇：适量	碲粉：2~8	防止缩松、渗漏
3	锆英粉：100	钠基膨润土：4 CMC：0.3	白乳胶：3	水：适量	碲粉：2~8	防止缩松、渗漏
4	莫来石粉：100	钠基膨润土：4 CMC：0.4	白乳胶：3	水：适量	碲粉：2~8	防止缩松、渗漏

4.2.2　铸钢件用涂料

常用铸钢件涂料的配比见表 4.6-21 ~ 表 4.6-24。

表 4.6-21　黏土砂干型铸钢件用水基涂料（质量比）

序　号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载　液	附加物	用　途
1	锆英粉：100	钠基膨润土：3 HEC：0.4	酚醛树脂：2~3	水：45~55	乌洛托品：0.3 酒精：2~6	厚壁件
2	棕刚玉粉：100	钠基膨润土：3 田菁胶：0.3	白乳胶：2 磷酸钠：0.5	水：适量	2	一般铸钢件 高锰钢件
3	棕刚玉粉：100	黏土：4~5	白乳胶：5~7	水：适量	消泡剂：0.02 甲醛：0.2	一般铸钢件 高锰钢件
4	铝矾土：100	钠基膨润土：3	糖浆：3 水柏油：1.7	水：适量	甲醛：0.3	一般铸钢件
5	硅石粉：100	钠基膨润土：3	糖浆：10	水：适量		一般铸钢件
6	硅石粉：100	钠基膨润土：3.5 黏土：1.5	硅溶胶：5 PVA：2	水：适量	煤焦油：2.5~3 甲醛：0.1	一般铸钢件
7	镁砂粉：100			水：25	$BaCl_2$：2	石灰石砂用
8	镁橄榄石粉：100	钠基膨润土：2 CMC：0.3	纸浆粉：0.5 磷酸钠：2.5	水：适量	煤焦油：1	高锰钢 石灰石砂
9	活性硅石粉：100	钠基膨润土：2.5 CMC：0.4	糖浆：3~4		煤焦油：3.0~4.0	一般铸钢件 合金钢件

表 4.6-22 树脂自硬砂铸钢水基涂料（质量比）

序 号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载 液	附加物	用 途
1	锆英粉：100	钠基膨润土：3 HEC：0.2	丙烯酸乳胶：5	水：适量	甲醛：0.1 分散剂：适量	各种铸钢件
2	锆英粉：100	钠基膨润土：2 海藻酸钠：0.2 CMC：0.1	白乳胶：3～4	水：适量	—	各种铸钢件
3	棕刚玉粉：100	钠基膨润土：3 田菁胶：0.3	白乳胶：2 磷酸钠：0.5	水：适量	JFC：0.01 甲醛：0.2	中小型铸钢件 高锰钢件
4	莫来石粉：100	钠基膨润土：3 CMC：0.3	硅溶胶：5 水溶性酚醛树脂：4	水：适量	消泡剂：0.02 甲醛：0.2	一般铸钢件
5	铝矾土：100	钠基膨润土：3	糖浆：3 水柏油：1.7	水：适量	甲醛：0.3	中小型铸钢件
6	镁橄榄石：100	凹凸棒土：4 CMC：0.3	水溶性酚醛树脂：5 磷酸钠：1	水：适量	JFC：0.01 磷酸三丁酯：1	高锰钢件
7	硅石粉：100	钠基膨润土：3 CMC：0.3	硅溶胶：5 PVA：2	水：适量	消泡剂：适量 甲醛：0.1	小型铸钢件
8	锆英粉：100	钠基膨润土：2～3 CMC：0.1～0.5	硅溶胶：3～7 干性油：0.5～2	水：适量	乳化剂：0.01～0.2 渗透剂：0.5	各种铸钢件

表 4.6-23 树脂砂铸钢件用醇基涂料（质量比）

序 号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载 液	附加物	用 途
1	锆英粉：100	锂基膨润土：3 HPC：0.5	酚醛树脂：4	乙醇：适量	黏土：2 乌洛托品：0.2	各种铸钢件
2	硅石粉：70 莫来石：30	锂基膨润土：4	松香：6	乙醇：适量	—	一般铸钢件
3	棕刚玉粉：100	有基膨润土：3 PVB：0.5	酚醛树脂：3	乙醇：适量	钛白粉 0.5 乌洛托品：0.2	一般铸钢件
4	镁砂粉：100	凹凸棒土：4	酚醛树脂：3.5	乙醇：适量	—	高锰钢件
5	镁橄榄石：100	凹凸棒土：4 HPC：0.5	酚醛树脂：3	乙醇：适量	氧化铁：4	高锰钢件
6	莫来石粉：80 锆英粉：20	有基膨润土：3 PVB：0.3	松香：3	乙醇：适量	—	一般铸钢件

表 4.6-24 水玻璃砂铸钢件用醇基涂料（质量比）

序 号	耐火填料	悬浮剂	黏结剂	载 液	附加物	用 途
1	锆英粉：100	锂基膨润土：3 HPC：0.5	酚醛树脂：4	乙醇：适量	黏土：2 乌洛托品：0.2	各种铸钢件
2	硅石粉：100		石蜡：4，硬脂酸：4	乙醇：适量		小型铸钢件
3	棕刚玉粉：100	有基膨润土：3 PVB：0.5	酚醛树脂：3	乙醇：适量	钛白粉 0.5 乌洛托品：0.2	一般铸钢件
4	镁砂粉：100		硬脂酸：8	煤油：100	—	高锰钢件
5	镁橄榄石：100	凹凸棒土：4 HPC：0.5	酚醛树脂：3	乙醇：适量	氧化铁：4	高锰钢件
6	铝矾土：100	锂基膨润土：5	松香：5	乙醇：适量	—	一般铸钢件
7	镁砂粉：100	膨润土：6	漆片水：10	乙醇：100	—	高锰钢件

5　涂料的制备方法及设备

制备方法及设备对涂料的性能影响很大。涂料的制备方法较多，主要包括：搅拌、碾压、球磨、胶体磨等方法。

5.1　膏状涂料的制备

目前膏状涂料的制备方法主要有碾压和捏合法，碾压设备采用轮碾机或碾轮式混砂机。捏合法采用的设备为Z型搅拌机或捏合机。

采用碾压法制备涂料膏时涂料的质量较高，因为在碾压过程中除了混合均匀外，该设备对耐火填料粒子还有破碎作用，粒子破碎产生的新生表面有较大的活性，可以更好地润湿或吸附黏结剂及悬浮剂等材料，同时长时间的碾压和搓揉，有利于耐火填料的分散。

轮碾机是早期的涂料制备设备，其构造如图4.6-19所示。由于其碾轮较重，破碎效果好，且碾盘为一整体结构，没有缝隙，因而涂料及各种液体原料不会渗漏，缺点是一次装料量较少。

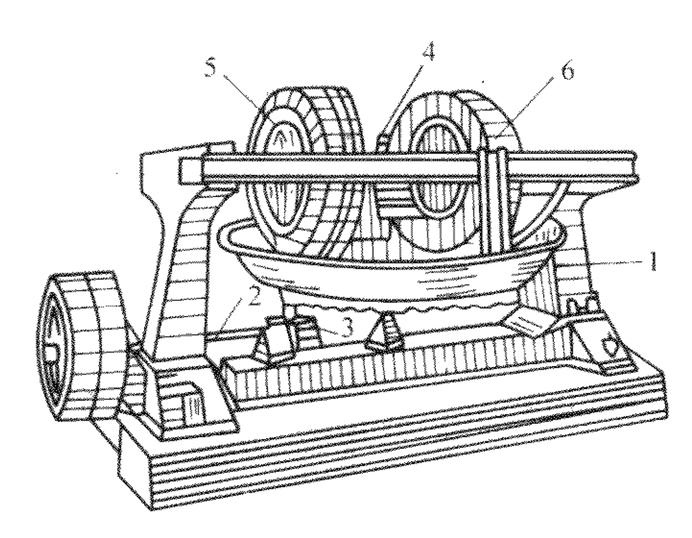


图4.6-9　轮碾机的构造

1—碾盘；2—传动轴；3—锥齿轮；4—调节螺钉；5、6—碾轮

碾轮式混砂机也可用来碾压涂料膏，其碾压效果与轮碾机相似，但容量大大增加。其缺点是底部及开门处有接缝，可能发生液料的渗漏。

Z型搅拌机或捏合机是涂料专业厂常用的涂料制备设备，生产效率较高。如图4.6-10所示，该设备中的螺旋转齿在转动时与底部半圆内壁之间的相对运动对涂料膏有很强搓揉、剂压、剪切、分散作用。其缺点是对颗粒无破碎作用。

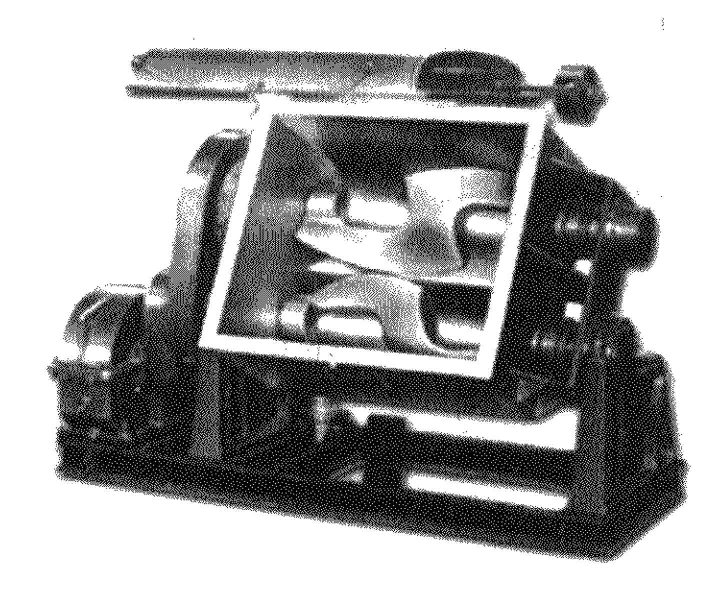


图4.6-10　Z型搅拌机的结构

5.2　浆状涂料的制备

浆状涂料的制备主要通过高速分散、研磨来实现，主要设备包括高速分散机、胶体磨、球磨机等。

高速分散机：它是涂料生产厂常用的设备，用于原辅材料的预处理及耐火填料的分散混合等多种用途。高速分散机可无级调速，转速可在0～1 500 r/min之间变化。主轴上的分散盘是分散物料的关键部件，如图4.6-11所示，在其外缘的圆周上均匀分布着上下间隔并呈一定角度的锯齿，通过分散盘在物料中的高速转动实现对粒子的剪切分散及物料的混合。高速分散机的优点是结构简单，操作、维护、保养容易，可液压升降、无级调速、使用灵活、生产效率高、清洗方便。其不足之处是无研磨作用，粒子的分散不够彻底，实际生产中可与胶体磨配合使用。

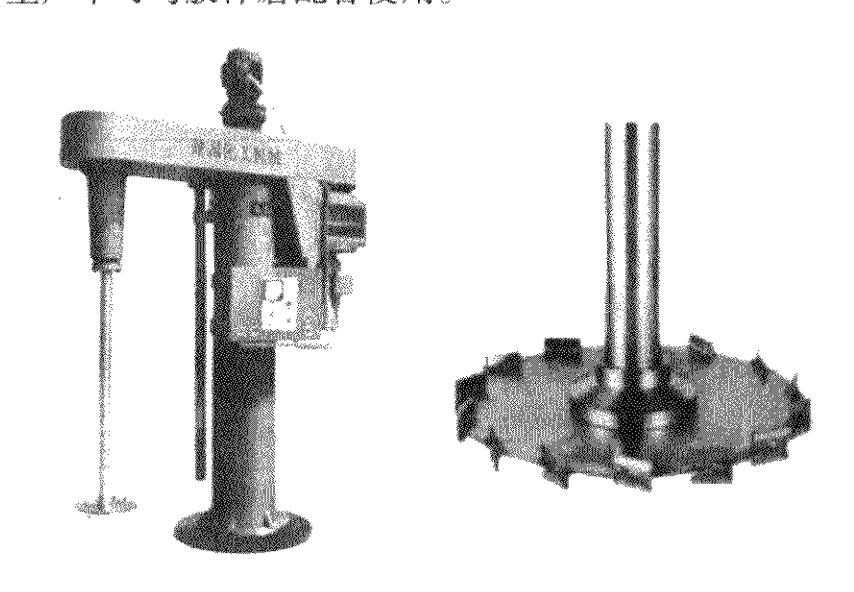


图4.6-11　高速分散机及其分散盘

胶体磨：胶体磨是一种高效研磨分散机械，具有研磨、粉碎、均质、搅拌、乳化等诸功能，非常适合于浆状涂料的生产，如图4.6-12所示。胶体磨是依靠一对锥形的转齿与定齿作相对运动（见图4.6-13），使被加工物料受到很大的剪切力、摩擦力，离心力和高频振动，从而达到分散、粉碎、研磨的目的。用胶体磨生产出的涂料性能良好。该设备体积小、占地面积小、生产周期短、效率较高，并可根据需要循环研磨。

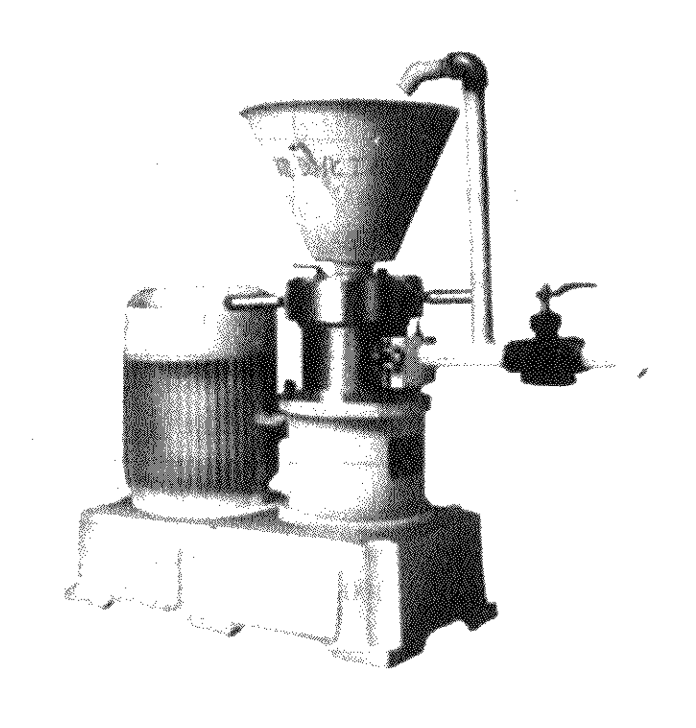


图4.6-12　立式胶体磨

球磨机：球磨机适合于制备性能要求较高的涂料，其突出的优点是优异的破碎、研磨功能（见图4.6-14）。球磨机在湿磨过程中，磨球之间互相碰撞，可以使耐火填料的粒子进一步破碎，并产生很多新生表面，使其具有较强的吸附能力，因此用球磨法制备的涂料其悬浮性、流平性等诸多性能均很优异，其缺点是一次装料量少，生产效率较低。

此外，一些铸造车间采用低速搅拌机配制涂料，因其搅拌速度低、无分散研磨功能，配制的涂料性能较差，最好只用于涂料稀释和均质等目的。

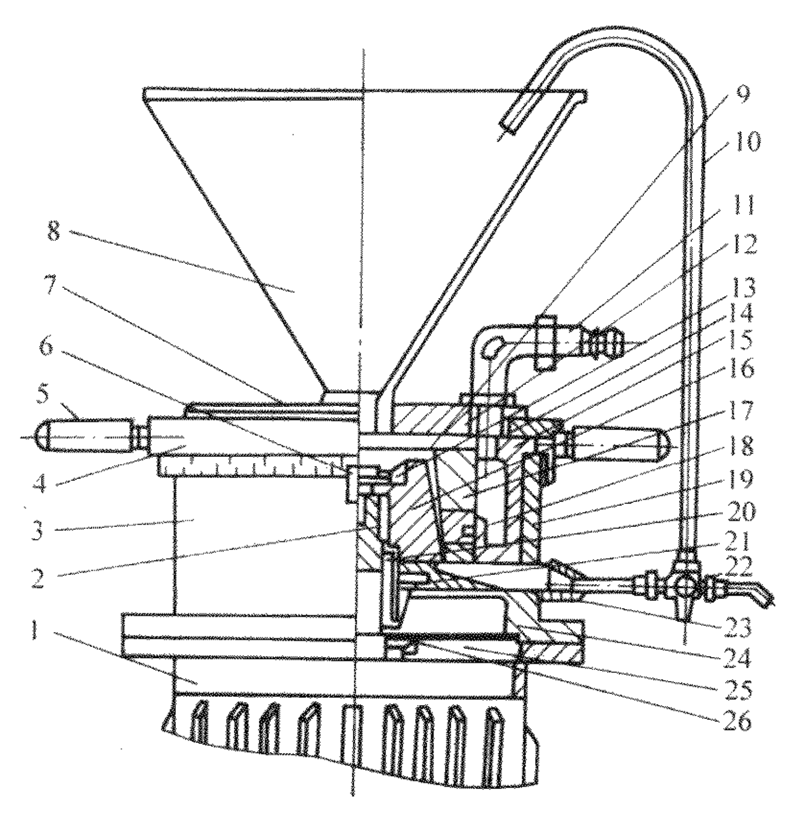


图 4.5-13　立式胶体磨内部

1—电动机；2—键；3—磨座；4—间隙调节套；5—手柄；6—指针；7—盖盘；8—进料斗；9、14、18、19、26—O 形密封圈（丁腈橡胶）；10—循环管路；11—冷却水管接头；12—六角螺栓；13—垫；15—冷却套；16—转齿；17—定齿；20—定位环；21—机械密封；22—三通阀；23—叶轮；24—机械密封法兰盘；25—甩油盘

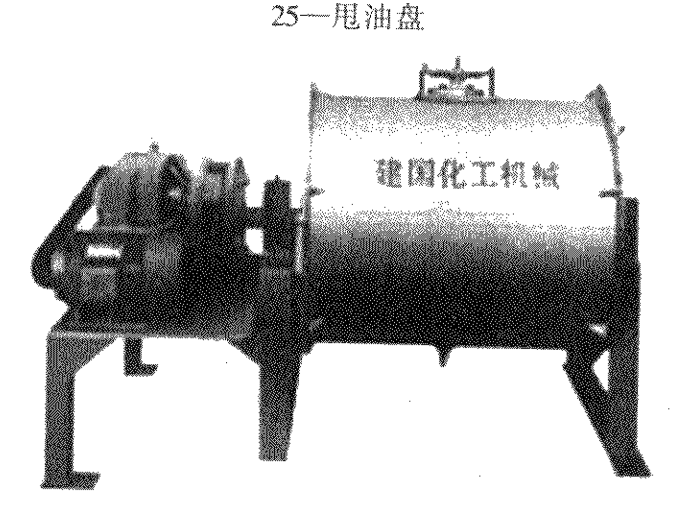


图 4.6-14　球磨机

5.3　原材料的预处理

无论是膏状还是浆状涂料，都离不开原材料的预处理，其中最为重要的是悬浮剂和黏结剂的预处理。

水基涂料中常用的悬浮剂为钠基膨润土和 CMC。钠基膨润土应预先配制成钠基膨润土质量分数为 10%～20%的稠浆状，并应放置至少 24 h，使其充分膨胀。如果使用钙基膨润土，则可加入占膨润土质量 4%的 Na_2CO_3 进行活化处理。CMC 在使用前应先配成 CMC 质量分数为 1%～2%的水溶液。凹凸棒土可配成凹凸棒土质量分数为 10%～20%的稠浆并通过高速剪切将纤维状或针状的结构分散均匀。其他高分子悬浮剂也需预先配成一定浓度的水溶液。醇基涂料中所用的悬浮剂如有机土、锂土、凹凸棒土等也必须预先引发。如有机土可用 5～10 倍的二甲苯引发制成半透明稠膏。PVB、羟丙基纤维素、PVP 等高分子悬浮剂也要先配成质量分数为 5%～10%的酒精溶液。另外，酚醛树脂、松香等固体黏结剂也应先充分溶解制成质量分数为 30%～40%的酒精溶液。

6　涂料涂敷方法及设备

涂料的涂敷方法主要有刷涂、浸涂、喷涂、流涂等。生产实践中应综合考虑生产工艺、生产批量、型芯大小、结构等因素来选择合适的涂敷方法。几种涂敷方式的适用范围参见表 4.6-25。

表 4.6-25　几种涂敷方式的适用范围

涂敷方式			浸涂		刷涂		流涂		喷涂	
涂料种类			醇基	水基	醇基	水基	醇基	水基	醇基	水基
砂芯	单件生产	小型	+	+	+	+	–	–	–	–
		中型	+	+	+	+	+	+	+	+
		大型	o	+	+	+	+	+	+	+
	大量生产	小型	+	+	o	o	–	–	–	+
		中型	+	+	o	o	o	+	–	+
		大型	o	+	o	o	+	+	–	+
砂型	单件生产	小型	–	–	+	+	–	–	+	+
		中型	–	–	+	+	o	o	+	+
		大型	–	–	+	+	o	o	+	+
	大量生产	小型	–	–	–	–	–	–	+	+
		中型	–	–	o	o	o	o	o	+
		大型	–	–	+	+	o	o	o	+

注：“+”表示合适或常用；“o”表示在某种条件下可能使用；“–”表示不能用或很少使用。

6.1　刷涂法

刷涂法是用刷子将涂料刷到型、芯上的一种涂敷方法。它是最简易、灵活和最常用的涂敷方式。在单件和小批量生产中被广泛应用。刷涂时涂料容易渗入型、芯表层孔隙，与型、芯的结合也较牢固，但生产效率低，涂层质量也不稳定。使用刷涂方式时，要求涂料有较好的涂刷性和流平性。

6.2　浸涂法

浸涂法是将砂芯浸入涂料槽中，经短时间后取出，使砂芯获得涂层的涂敷方式。浸涂法的生产效率高，容易获得光洁、均匀的涂层，也容易实现机械化作业，既适用于大批量、流水线生产，也适用于小批量、单件、手工作业，但不适用于砂型。目前在汽车、拖拉机、柴油机等行业的大批量生产中有广泛的应用。浸涂对涂料的流变性、渗透性、流平性、悬浮性等性能都有很高的要求，涂料应有适当的黏度和屈服值。浸涂设备较简单，只要有一个涂料槽就可实现浸涂。但是，为了达到最佳的浸涂效果，浸涂槽应设有搅拌装置、排污阀、芯架等，以保证涂料成分均匀，操作方便。在浸涂发动机缸体、缸盖等复杂砂芯时，最好采用可以旋转的机械手进行浸涂操作。如图 4.6-15 所示，砂芯在涂料中浸没一定时间后，通过机械手提起，同时开始旋转，将多余涂料及液滴甩掉，这样可达到非常均匀的涂层。

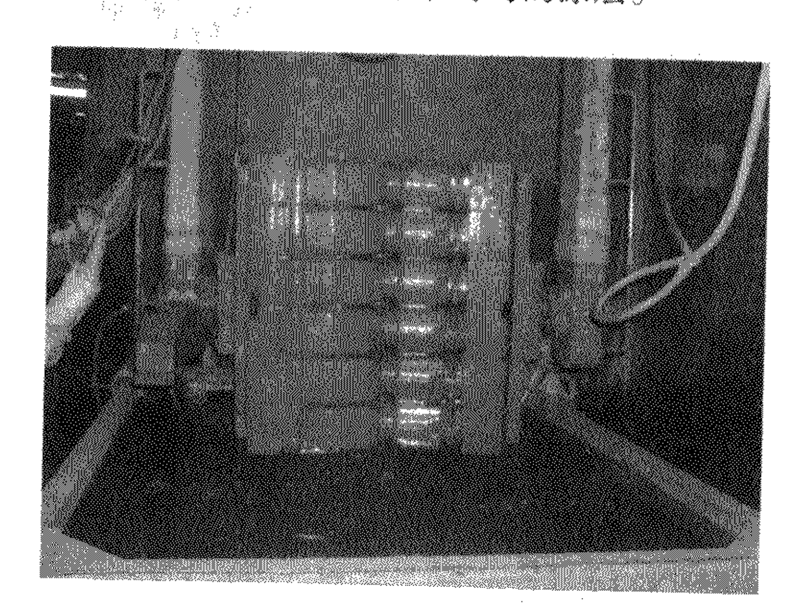


图 4.6-15　机械手自动浸涂装置

6.3　流涂法

流涂法是一种低压浇涂，水基和有机溶剂涂料都适用。它是靠流涂机的泵，将涂料压送出流涂嘴后浇到型、芯表面的涂敷方法。多余的涂料则流入位于型、芯下面的涂料槽中，供继续使用。流涂法的生产效率高、涂层无刷痕、表面光洁、涂料浪费少、对环境污染小、容易操作，但涂层的厚度不易控制，对涂料性能的要求较严格。流涂法一般适用于树脂砂生产线。流涂机的工作原理见图4.6-16。

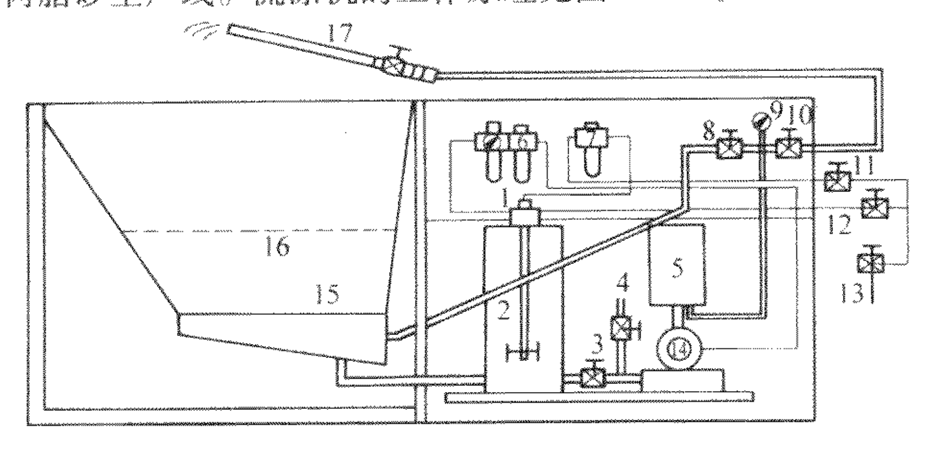


图4.6-16　流涂设备原理图

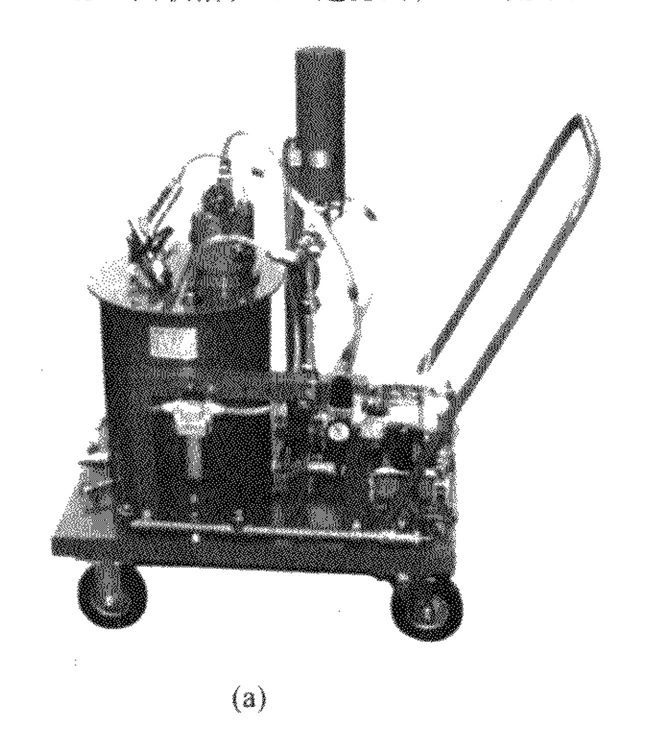
1—气动马达；2—涂料罐；3—涂料截止阀；4—涂料清洗阀；5—稳压系统；6—减压阀及油雾器；7—油雾器；8—涂料回流阀；9—涂料压力表；10—涂料流量调节阀；11—气动马达进气阀；12—涂料泵进气阀；13—进气阀；14—涂料泵；15—回收槽；16—过滤网；17—流涂枪

6.4　喷涂法

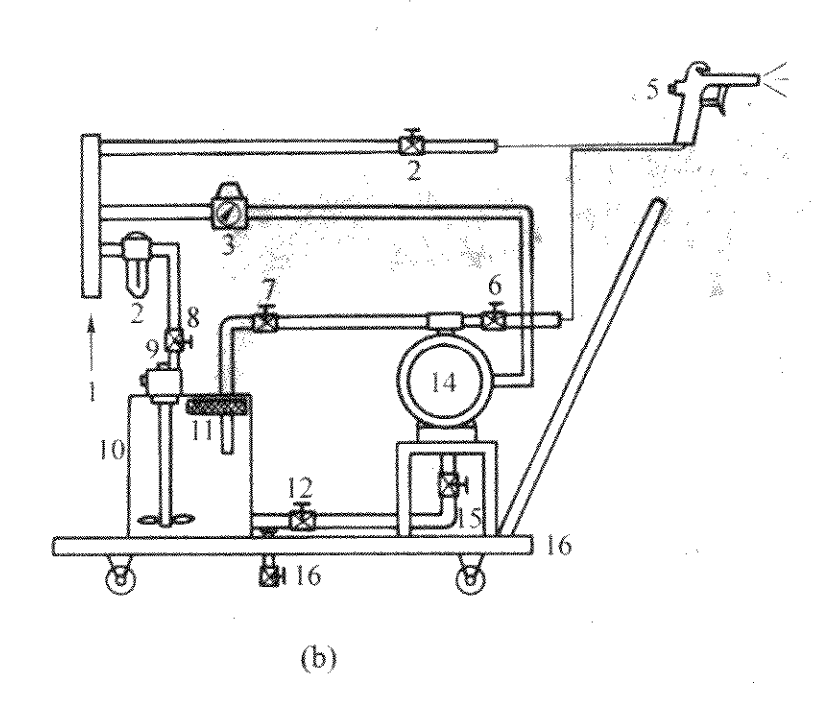
喷涂法是在一定的压力下，使涂料呈雾状、细小的液滴状或粉状喷射到型、芯表面形成涂层的涂敷方法。喷涂法生产效率较高，适用于机械化流水生产线，用于大面积的型、芯，容易得到光洁、无刷痕、厚度较均匀的涂层。喷涂法可分为有气喷涂、无气喷涂和静电喷涂等。

1）有气喷涂　指利用压缩空气及喷枪，使涂料雾化后与压缩空气混合喷射到型、芯表面上形成涂层的涂敷方法。其不足之处是：在型、芯的凹处易形成气垫而影响喷涂效果；一部分雾化的涂料随压缩空气散入作业场所，使涂料损耗增加并污染环境；用于有机溶剂涂料时，溶剂的挥发、散失和环境的污染更严重，且涂层不易点燃。目前国内已开发出PT系列新型喷涂机，可在较大程度上克服以上缺点。其原理如图4.6-17所示。该机由气动隔膜泵将涂料以一定压力将涂料压送到喷枪，雾化时只需少量压缩空气，喷涂效率高、污染少、溶剂散失少。涂料罐中涂料由气动马达带动叶片持续搅拌，可使涂料始终保持均质，在生产中取得了很好的应用效果。

2）无气喷涂　无气喷涂需要一套专用的无气喷涂装置，如图4.6-18所示。喷涂时不靠压缩空气使涂料雾化，而是通过图4.6-18b所示的增压缸使涂料压力达到20 MPa以上，然后从特制的喷嘴中喷出，高压液流通过压力的突然释放而雾化。高压是无气喷涂的必要条件，通过增压缸来实现。而



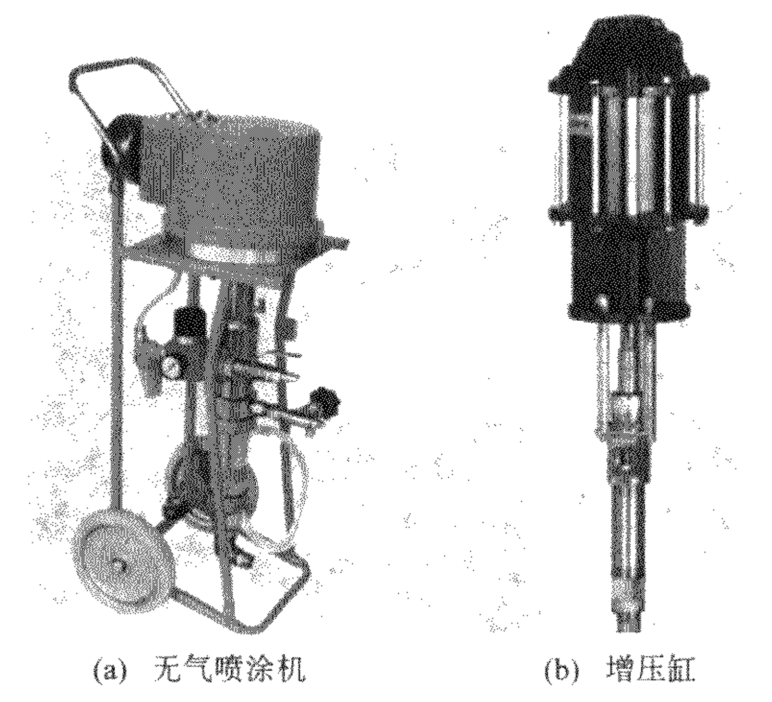
(a)



(b)

图4.6-17　PT型喷涂机及原理示意图

1—气源总阀；2—油雾器；3—减压阀；4—雾化涂料空气阀；5—喷枪；6—流量调节阀；7—涂料回流阀；8—气动马达进气阀；9—气动马达；10—涂料桶；11—过滤网；12—涂料排出阀；13—排污阀；14—气动隔膜泵；15—清洗阀；16—车体



(a)　无气喷涂机　　(b)　增压缸

图4.6-18　无气喷涂机

雾化则是通过特制的枣核形狭孔喷嘴来实现。无气喷涂的优点是喷涂效率高、无回弹，容易形成足够的涂层厚度，也有利于凹处的涂敷，涂料的散失少，对环境的污染少，水基和有机溶剂涂料都可适用。其缺点是设备复杂、维护不便、成本高、涂层质量一般、易堆积。目前无气喷涂法在V法造型工艺中应用较多，在大型铸件的砂型铸造中也有应用。

3）静电喷涂　其原理是在高压直流电形成的强大静电场的作用下，使表面包覆有黏结剂但没有液态载体的粉末状涂料从喷枪头部喷出时，成为带有负电荷的微粒，被静电作用吸附到带相反电荷的型、芯表面，迅速集积成涂层，然后通过加热，使涂层中的黏结剂熔化、固化，从而得到具有良好强度的涂层。用静电喷涂时，涂料的损耗少，容易实现机械化、自动化作业。这种无液态载体的涂料不存在稀释、沉淀等问题，储存保用期长，但在型、芯的凹坑处不易涂敷到涂料，局部地方又易堆积过厚。目前，该法在国外被用于潮模砂生产线上，如FOSECO公司的Tribonol静电粉末涂料。

该法在我国铸造生产中尚未得到应用。

6.5　涂层转移法

涂层转移法又称非占位涂料法，它是将涂料涂敷（通常用喷涂法）在模样或芯盒表面，经填砂、紧实和硬化，使涂层与型、芯黏合，起模时涂层与模样或芯盒脱离后转移到型、芯表面。这种方法能较精确地复制出模样或芯盒的尺寸和形状，模样设计时，不需要考虑涂料余量，铸件尺寸也不受涂层厚薄的影响，从而明显提高铸件的尺寸精度和轮廓的清晰度。采用转移法时，要使用专用的涂料，适用范围也较窄，一般只用于要求精确成形的铸件上。表 4.6-26 对普通涂敷方法和涂层转移法进行了对比。

表 4.6-26　普通涂敷方法和涂层转移法的对比

涂敷方法	涂敷方式	特　点	铸件质量
普通涂敷方法	先制芯再涂敷涂料 涂料在无约束下涂敷、固化	涂层占据型腔有效空间位置 (a)型腔　(b)铸件	表面粗糙 尺寸精度较差
涂层转移法	涂敷和制芯一次完成 涂料在模具的约束下涂敷、固化	涂层不占据型腔有效空间位置 (a)型腔　(b)铸件	表面光洁 尺寸精确

7　涂料的质量控制

建立健全的涂料质量保证体系不论对涂料生产厂还是涂料的用户都是非常必要的。国内企业对产品质量的控制越来越重视，很多单位已经通过了 ISO9000 质量体系认证。涂料的生产厂家及涂料用户应参照 ISO9000 建立自己的品质保证体系，提高管理水平。涂料品质控制包括两大部分，一是涂料生产质量控制，二是涂料使用中的质量控制。

7.1　涂料生产质量控制

涂料生产质量控制包括原材料质量控制、生产过程控制及产品质量控制三个方面。

1）原材料质量控制　原材料的好坏对涂料的性能影响很大。每种原材料要制定合理的质量指标、必检项目、抽检项目等。原材料进厂要进行严格的检验并做好检验记录，如耐火填料的化学成分、粒度、含水量、灼烧减量、耐火度等；载体的纯度、气味、燃烧特性等；悬浮剂的成胶特性如何等。定期对检验记录进行统计分析。建立严格检验制度对保证涂料的品质和分析品质事故原因都有重要作用。

2）生产过程控制　生产过程控制主要包括质量控制计划、生产作业指导书的编制、配料的监督、现场取样化验、过程记录、样品保存、应急计划及设备管理等。

3）产成品检验　涂料在出厂前要进行严格的检验。必检项目如密度、悬浮性、黏度等，检验结果可绘制成过程控制统计图（SPC 图）。该图由红、黄、绿条带组成，如果检验数据落在红区（$>$均值$\pm 2\sigma$）或连续 2 次出现在黄区（均值$\pm\sigma$），就要查找原因并采取相应措施。其他数据如原材料的批次或货源变化等都可直接标在此图上，以便更加全面地控制涂料的品质。

7.2　涂料使用中的质量控制

用户除在涂料进厂时要进行详细检验外，在使用时也要对涂料的性能进行随时监控。在流涂及浸涂工艺中，涂料性能的波动对涂料的涂敷质量有很大影响，现场要严格控制涂料的黏度或密度。现场检验的数据也要绘成 SPC 图。当检验数据出现在红色区域或连续两次出现在黄色区域时就要查找原因，并采取相应措施。生产车间应编制涂料施涂作业指导书，其中应包括涂料控制指标如黏度、密度，涂料准备，涂料施涂，定期搅拌及清理操作等内容。为便于准确控制涂料的黏度、密度，应预先绘制出稀释比与相应指标（密度或黏度）的关系曲线图。图 4.6-19 是某种水基浸涂涂料的稀释参考曲线。根据密度控制指标可很快查出相应的稀释比。

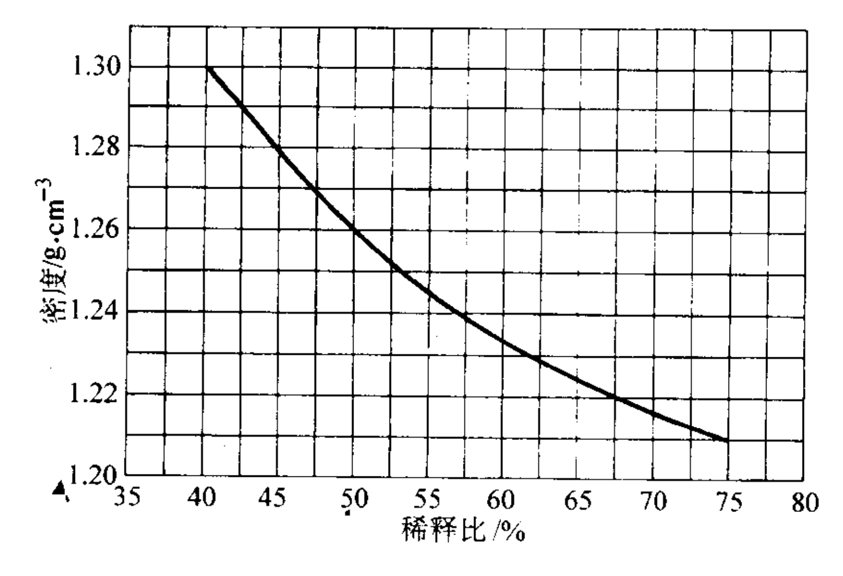


图 4.6-19　水基浸涂涂料的稀释参考曲线

8　涂料常见问题及对策

涂料在制备及使用过程中常常会遇到一些基本的问题，表 4.6-27 提供了此类问题的相应对策。

表 4.6-27　涂料常见问题及对策

常见问题	对　策
沉淀及板结	1）提高耐火填料细度，合理粒度级配 2）选用高效悬浮剂，做好悬浮剂的预处理，提高悬浮剂加入量 3）改进分散、研磨设备，提高研磨效率，延长研磨时间 4）提高涂料含固率

续表 4.6-27

常见问题	对策
刷痕	1）提高涂料触变性 2）加入稀释剂，降低涂料黏度 3）增加高分子流变助剂，改善涂料流平性 4）减少膨润土等无机悬浮剂加入量
流淌、滴痕	1）减少载体，或添加膏状涂料，提高稠度 2）减少 CMC、表面活性剂的加入量 3）提高涂料的触变性 4）增加膨润土等无机悬浮剂的加入量
破水	1）减少膨润土加入量或选用优质膨润土 2）加入高分子保护胶 3）增加涂料的渗透性
涂层开裂	1）减少膨润土等无机悬浮剂加入量 2）减少微粉含量，增加粗粉含量 3）加入稀释剂，降低涂料黏度
涂料发酵变质	1）加入足量防腐剂或选用高效防腐剂 2）选用防腐性能更好的黏结剂及悬浮剂
涂料润湿渗透性差	1）加入表面活性剂，降低涂料表面张力
涂层存在针孔、气泡	1）加入有效消泡剂 2）黏结剂提前溶解 3）减少表面活性剂的加入量 4）降低搅拌速度
醇基涂料点火起泡	1）减少酚醛树脂、松香、PVB 等黏结剂的加入量 2）选用燃烧较为缓慢的有机溶剂 3）加入稀释剂，降低涂料黏度
涂层表面强度低或粉化	1）增加黏结剂加入量 2）加入低燃烧值溶剂，防止过烧 3）减少微粉含量 4）增加涂料黏度或含固率
燃烧不充分、局部不干	1）使用含水量低的乙醇，必要时以异丙醇取代 2）加入溶剂油等助燃剂 3）对于面积大的型、芯，涂刷时采用刷一块点燃一块的做法
涂层过薄、露砂	1）提高涂料含固率 2）减少表面活性剂加入量，防止过度渗透
铸件出现黏砂、渗透	1）合理选择耐火骨料，注意涂料骨料与合金材质及砂芯黏结剂的配伍 2）提高涂料耐火度及固相烧结能力 3）增加涂层厚度或涂刷遍数

编写：宋会宗（福士科中国有限公司）

第7章　砂型铸造工艺、工装设计

1　概述

1.1　概念

现代科学技术的发展，要求铸件具有高的力学性能、尺寸精度和低的表面粗糙度值；要求具有某些特殊性能，如耐热、耐蚀、耐磨等，同时还要求生产周期短，成本低。因此，铸件在生产之前，首先应进行铸造工艺设计，使铸件的整个工艺过程都能实现科学操作，才能有效地控制铸件的形成过程，达到优质高产的效果。

铸造工艺设计就是根据对铸造零件的要求、生产批量和生产条件，以及对铸件结构分析等，确定铸造工艺方案、工艺参数、绘制铸造工艺图、编制工艺规程和工艺卡等技术文件的过程。铸造工艺设计的有关文件，是生产准备、企业管理和铸件验收的依据，并直接用于指导生产操作。因此，铸造工艺设计的好坏，对铸件品质、生产率和成本起着重要作用。

1.2　设计依据

在进行铸造工艺设计前，设计者应充分掌握客户的要求，熟悉企业和工厂的生产条件，这些是铸造工艺设计的基本依据。此外，要求设计者有一定的生产经验和设计经验，并应对铸造先进技术有所了解，具有经济观点和可持续发展观点，才能很好地完成设计任务。

1.2.1　客户要求

1）铸造零件图样　提供的图样必须清晰无误，有完整的尺寸和各种标记。设计者应仔细审查图样。注意零件的结构是否符合铸造工艺性，若认为有必要修改图样时，需与原设计单位或客户共同研究，取得一致意见后以修改后的图样作为设计依据。

2）零件的技术要求　合金（材质）牌号、金相组织、力学性能、铸件尺寸及重量公差、表面粗糙度及其它要求，如是否经水压、气压试验，探伤、电镀、涂漆及零件在使用中的特殊要求等。在铸造工艺设计时应注意满足这些要求。

3）产品数量及生产期限　产品数量是指批量大小。生产期限是指交货日期的长短。对于批量大的产品，应尽可能采用先进技术。对于应急的单件产品，则应考虑使工艺装备尽可能简单，以便缩短生产周期，并获得较大的经济效益。

1.2.2　生产条件

1）设备能力　包括起重运输机的吨位和最大起重高度、熔炼炉的形式、吨位和生产率、造型和制芯机种类、机械化程度、烘干炉和热处理炉的能力、地坑尺寸、厂房高度和大门尺寸等。

2）原材料的应用和供应情况。

3）工人技术水平和生产经验。

4）模具等工艺装备的加工能力和生产经验。

1.2.3　考虑经济效益

铸件的销售价格已在合同中注明，做工艺设计时，要充分考虑成本。从模具制造，到各种原材料消耗、工时定额、设备折旧及各种检验费用等，都应有所了解并尽量降低，以便获得最大的经济效益。

1.2.4　设计人员应时刻关心节约能源和环境保护问题

铸造工艺设计中要注意节约能源。例如，采用湿型比干型铸造法要节省燃料消耗。使用自硬砂型取代普通干砂型，采用冷芯盒法制芯，而不选用普通烘干法制芯或热芯盒法制芯，都可以节约燃料或电力消耗。

为了保护环境和维护工人身体健康，在铸造工艺设计中要避免选用有毒害和高粉尘的工艺方法，或者应采用相应对策，以确保安全和不污染环境。

1.3　设计内容和程序

铸造工艺设计内容的繁简程度，主要决定于批量的大小、生产要求和生产条件。一般包括下列内容：铸造工艺图，铸件（毛坯）图、铸型装配图（合箱图）、工艺卡及操作工艺规程。广义地讲，铸造工艺装备的设计也属于铸造工艺设计的内容，例如模样图、模板图、芯盒图、砂箱图、压铁图、专用量具图和样板图、组合下芯夹具图等。

大量生产的定型产品、特殊重要的单件生产的铸件等铸造工艺设计一般订得细致，内容涉及较多。单件、小批生产的一般性产品，设计内容可以简化。在最简单的情况下，只绘铸造工艺图。

铸造工艺设计所涉及的内容和一般设计程序见表4.7-1。

表4.7-1　铸造工艺设计的一般内容和程序

项　目	内　　容	用途及应用范围	设计程序
铸造工艺图	在零件图上，用标准（JB/T 2435—1978）规定的红、蓝色符号表示出：浇注位置和分型面，加工余量，铸造收缩率（说明），起模斜度，模样的反变形量，分型负数，工艺补正量，浇注系统，冒口，内外冷铁，铸肋，砂芯形状、数量和芯头大小等	用于制造模样、模板、芯盒等工艺装备，是设计这些金属模具的依据，也是生产准备和铸件验收的根据 适用于各种批量的生产	1）零件的技术条件和结构工艺性分析 2）选择铸造及造型方法 3）确定浇注位置和分型面 4）选用工艺参数 5）设计浇冒口，冷铁和铸肋 6）砂芯设计
铸件图	反映铸件实际形状、尺寸和技术要求。用标准规定符号和文字标注，反映内容：加工余量，工艺余量，不铸出的孔槽，铸件尺寸公差，加工基准，铸件金属牌号，热处理规范，铸件验收技术条件等	是铸件检验和验收、机械加工夹具设计的依据 适用于成批、大量生产或重要的铸件	7）在完成铸造工艺图的基础上，画出铸件图

续表 4.7-1

项目	内容	用途及应用范围	设计程序
铸型装配图	表示出浇注位置，分型面，砂芯数目，固定和下芯顺序，浇注系统、冒口和冷铁布置，砂箱结构和尺寸等	是生产准备、合型、检验、工艺调整的依据 适用于成批、大量生产的重要件，单件生产的重型件	8）通常在完成砂箱设计后画出
铸造工艺卡	说明造型、制芯、浇注、开箱、清理等工艺操作过程及要求	用于生产管理和经济核算。依批量大小，填写必要内容	9）综合整个设计内容

1.4 审查零件结构的铸造工艺性

零件结构的铸造工艺性指的是零件的结构应符合铸造生产的要求，易于保证铸件质量，简化铸造工艺过程和降低成本。

必须强调，一个好的铸件结构需经过4个设计步骤：①功能设计。②依铸造经验修改和简化设计。③冶金设计（铸件材质的选择和适用性）。④考虑经济性。而定单中的图样，大都未经上述4个设计步骤。因此图样上常存在各种不符合铸造要求的结构。这会给甲乙双方造成损失。

对产品零件图进行审查、分析有两方面的作用：①审查零件结构是否符合铸造工艺的要求。因为有些零件的设计者往往只顾及零件的功能，而忽视了铸造工艺要求。在审查中如发现结构设计有不合理之处，就应与有关方面进行研究，在保证使用要求的前提下予以改进。②在既定的零件结构条件下，考虑铸造过程中可能出现的主要缺陷，在工艺设计中采取相应措施予以防止。首先应了解常用铸造合金铸件的结构特点（见表4.7-2）。

表 4.7-2 常用铸造合金铸件的结构特点

合金种类	性能特点	结构特点
灰铸铁件	流动性好，体收缩和线收缩小，缺口敏感性小。综合力学性能低，抗压强度比抗拉强度约高3～4倍。吸振性好，比钢约大10倍。弹性模量较低	可设计薄壁（但不可太薄，以防产生白口）、形状复杂的铸件。铸件残留应力小、吸振性好。不宜设计很厚大的铸件，常采用非对称截面，以充分利用其高抗压强度
铸钢件	流动性差，体收缩和线收缩都较大。综合力学性能高，抗压和抗拉强度相等。吸振性差。缺口敏感性大。低碳钢的焊接性能好	铸件的最小壁厚要比灰铸铁的厚，不宜设计结构复杂的铸件。铸件内应力大。易挠曲变形，应尽量减少热节点，并创造顺序凝固的条件。壁的连接圆角和不同厚度壁的过渡段要比铸铁的大。可将复杂的铸件设计成铸焊结构，以利于铸造
球墨铸铁件	流动性和线收缩与灰铸铁相近，体收缩及形成内应力倾向较灰铸铁大。易产生缩松和裂纹。强度、塑性、弹性模量均比灰铸铁大，抗磨性好，吸振能力比灰铸铁差	一般均设计成均匀壁厚，尽量避免厚实断面。对某些厚大断面的铸件可采用空心结构或带加强肋的结构
可锻铸铁件	流动性比灰铸铁差，体收缩大。退火前很脆，毛坯易破坏，综合力学性能稍次于球墨铸铁，冲击韧度比灰铸铁大3～4倍	由于铸态是白口铸铁，故适宜制作均匀薄壁小件，最适宜的壁厚为5～16 mm。为增加刚性，截面形状多设计成工字形或T字形。避免十字形截面，局部凸出部分应该用肋条加固
锡青铜和磷青铜件	铸造性能类似灰铸铁，但结晶间隔大，易产生缩松。高温性能差，发脆。强度随截面厚度增加而显著下降。耐磨性好	壁不得过厚。局部凸出部分应该用较薄的肋加强，以防热裂。铸件形状不宜太复杂
无锡青铜和黄铜件	流动性好。收缩较大，结晶温度范围小，易产生集中缩孔。耐磨和耐腐蚀性好	类似铸钢件
铝合金件	铸造性能类似铸钢，但相对力学性能随壁厚增加而下降得更为显著	壁不能太厚，其余结构特点类似铸钢件

1.4.1 从避免缺陷方面审查铸件结构

（1）铸件应有合适的壁厚

1）铸件的最小壁厚　为了避免浇不到、冷隔等缺陷，铸件不应太薄。铸件的最小允许壁厚和铸造合金的流动性密切相关。合金成分、浇注温度、铸件尺寸和铸型的热物理性能等显著地影响铸件的充填。在普通砂型铸造的条件下，铸件最小允许壁厚见表4.7-3所列。

表 4.7-3　砂型铸造时铸件最小允许壁厚 δ　mm

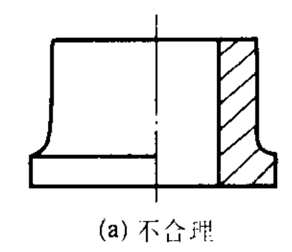
合金种类	铸件轮廓尺寸					
	<200	200~400	400~800	800~1 250	1 250~2 000	>2 000
碳素铸钢	8	9	11	14	16~18	20
低合金钢	8~9	9~10	12	16	20	25
高锰钢	8~9	10	12	16	20	25
不锈钢、耐热钢	8~10	10~12	12~16	16~20	20~25	
灰铸铁	3~4	4~5	5~6	6~8	8~10	10~12
孕育铸铁（HT300 以上）	5~6	6~8	8~10	10~12	12~16	16~20
球墨铸铁	3~4	4~8	8~10	10~12	12~14	14~16
高磷铸铁	2	2	—	—	—	—
合金种类	铸件轮廓尺寸					
	<50	50~100	100~200	200~400	400~600	600~800
可锻铸铁	2.5~3.5	3~4	3.5~4.5	4~5.5	5~7	6~8
铝合金	3	3	4~5	5~6	6~8	8~10
黄铜	6	6	7	7	8	8
锡青铜	3	5	6	7	8	8
无锡青铜	6	6	7	8	8	10
镁合金	4	4	5	6	8	10
锌合金	3	4	—	—	—	—

注：1. 如特殊需要，在改善铸造条件的情况下，灰铸铁件的壁厚可小于 3 mm。其他合金最小壁厚也可减小。
2. 在铸件结构复杂，合金流动性差的情况下，应取上限值。

2）铸件临界壁厚　铸件也不应设计得太厚。超过临界壁厚的铸件中心部分晶粒粗大，常出现缩孔、缩松、偏析等缺陷，导致力学性能降低。各种合金铸件的临界壁厚可按最小壁厚的三倍来考虑，也可参照表 4.7-4 选用。铸件壁厚应随铸件尺寸增大而相应增大，在适宜壁厚的条件下，即方便铸造又能充分发挥材料的力学性能。设计受力铸件时，不可单纯采用增厚的方法来增加铸件的强度（见图 4.7-1）。

表 4.7-4　砂型铸造各种铸造合金铸件的临界壁厚 δ　mm

合金种类与牌号		当铸件质量为下列值时		
		0.1~2.5 kg	2.5~10 kg	>10 kg
灰铸铁	HT100、HT150	8~10	10~15	20~25
	HT200、HT250	12~15	12~15	12~18
	HT300	12~18	15~18	25
	HT350	15~20	15~20	25
可锻铸铁	KTH300-06、KTH330-08	6~10	10~12	—
	KTH350-10、KTH370-12	6~10	10~12	—
球墨铸铁	QT400-15、QT450-10	10	15~20	50
	QT500-07、QT600-03	14~18	18~20	60
铸造碳钢	ZG200-400、ZG230-450	18	25	—
	ZG270-500、ZG310-570、ZG340-640	15	20	—
铝合金		6~10	6~12	10~14
镁合金		10~14	12~18	—
锡青铜		—	6~8	—



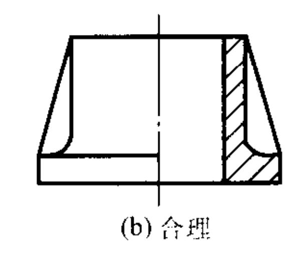
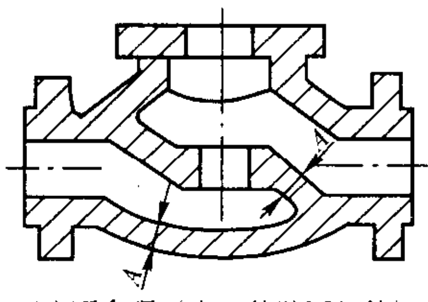


图 4.7-1 用加强肋减小铸件壁厚

(2) 铸件内壁应薄于外壁

铸件的内壁和肋等，散热条件较差，应薄于外壁，以使内、外壁能均匀地冷却，减轻内应力和防止裂纹，如图 4.7-2 所示。内、外壁厚相差值见表 4.7-5。外壁模数一般应为内壁模数的 1.1 ~ 1.4 倍。



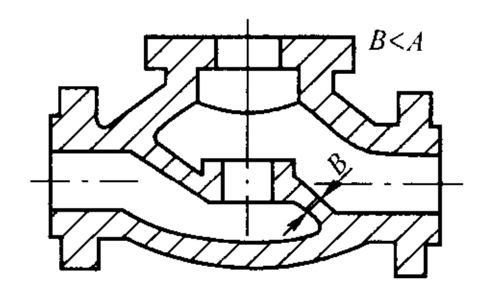


图 4.7-2 阀体的结构

表 4.7-5 砂型铸造铸件的内、外壁厚相差值

合金种类	铸铁件	铸钢件	铸铝件	铸铜件
内壁比外壁应减薄的值/%	10 ~ 20	20 ~ 30	10 ~ 20	15 ~ 20

注：铸件内腔尺寸大的取下限值。

(3) 注意壁厚过渡和圆角

不合理的结构会造成铸件严重的应力集中和收缩阻碍，常导致裂纹缺陷。图 4.7-3 中示出两种铸钢件结构，图 a 两壁交接呈直角形，L 型接头圆角半径太小，应力集中系数过大，同时铸件收缩时阻力较大，故在此处经常出现热裂。图 b 为改进后的结构，热裂消除。

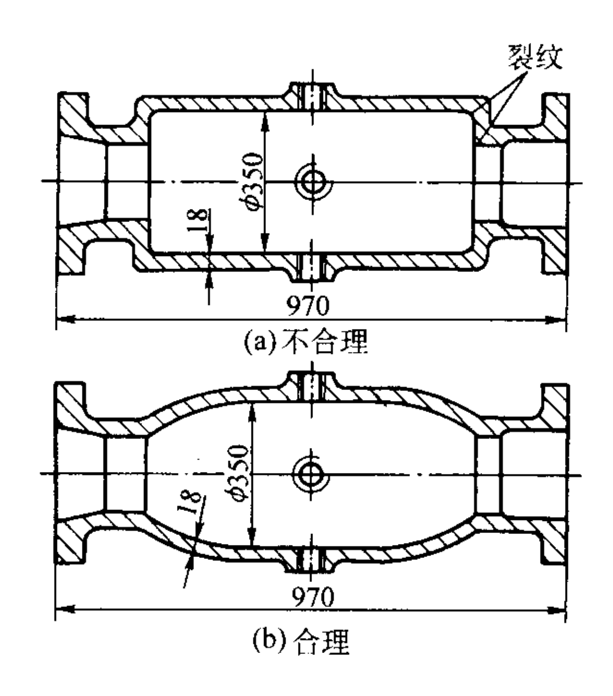


图 4.7-3 铸钢件结构的改进

铸件薄、厚壁的相接（见表 4.7-6）、拐弯、等厚度的壁与壁的各种交接，都应采取逐渐过渡和转变的形式，并应使用较大的圆角相连接，避免应力集中系数过大（见图 4.7-4）。

表 4.7-6 壁厚的过渡形式与尺寸

mm

示意图	壁厚比	合金种类	过渡尺寸										
(R R, b, a)	$b \leqslant 2a$	铸铁	$R \geqslant \left(\frac{1}{6} \sim \frac{1}{3}\right)\left(\frac{a+b}{2}\right)$										
		铸钢 可锻铸铁 非铁合金	$\frac{a+b}{2}$	≤12	12 ~ 16	16 ~ 20	20 ~ 27	27 ~ 35	35 ~ 45	45 ~ 60	60 ~ 80	80 ~ 110	110 ~ 150
			R	6	8	10	12	15	20	25	30	35	40
(L, b, a)	$b > 2a$	铸铁	$L \geqslant 4\ (b-a)$										
		铸钢	$L \geqslant 5\ (b-a)$										

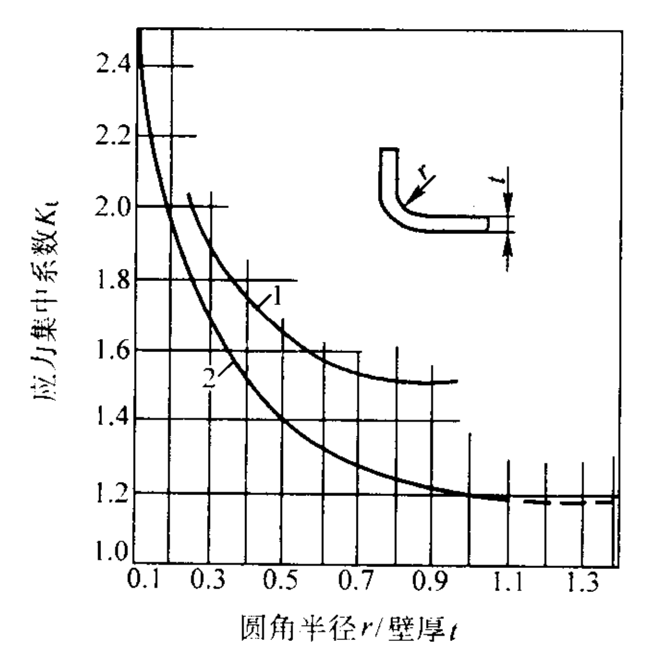


图 4.7-4 L 形接头圆角半径与应力集中系数的关系（铸钢）
1—扭转载荷下应力集中系数；2—拉伸载荷下应力集中系数

(4) 壁厚力求均匀，减少肥厚部分，防止壁的接头形成过大热节。

薄厚不均的铸件在冷却过程中会形成较大的内应力，在热节处易于造成缩孔、缩松和热裂纹。因此应取消那些不必要的厚大部分（见图 4.7-5）。防止壁的接头形成过大热节（见表 4.7-7、表 4.7-8）。

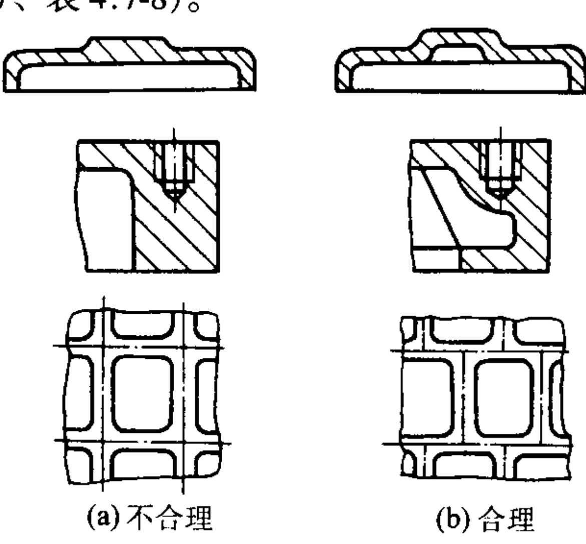


图 4.7-5 壁厚力求均匀

表 4.7-7　防止壁的接头形成过大热节

不合理	合理	不合理	合理
Y 形连接形式 $D_1>D_2$	D_2	D_1	D_2
十字形连接形式	$L>2t$		$L=2t$
K 形连接形式　缩孔		缩孔	
X—H 形连接形式		壳体的接头连接形式	
		1—环形壁；2—壳壁；3—肋；4—窗口	

表 4.7-8　铸件壁的连接形式与尺寸

示　意　图	连　接　尺　寸	示　意　图	连　接　尺　寸
	$a<75°$ $b\approx1.25a$ $R=\left(\frac{1}{6}\sim\frac{1}{3}\right)\left(\frac{a+b}{2}\right)$ $R_1=(R+b)$		三壁相等时， $R\geqslant\left(\frac{1}{6}\sim\frac{1}{3}\right)a$
	$a\leqslant b\leqslant2a$ $R=\left(\frac{1}{6}\sim\frac{1}{3}\right)\left(\frac{a+b}{2}\right)$ $R_1\geqslant\left(R+\frac{a+b}{2}\right)$		$b>a$ $R\geqslant\left(\frac{1}{6}\sim\frac{1}{3}\right)\left(\frac{a+b}{2}\right)$ $b\geqslant(a+c)$ $c\approx3\sqrt{b-a}$ $h\geqslant4c$（铸铁） $h\geqslant5c$（铸钢）
	$b>2a$ $R\geqslant\left(\frac{1}{6}\sim\frac{1}{3}\right)\left(\frac{a+b}{2}\right)$ $R_1\geqslant R+\frac{a+b}{2}$ $c\approx3\sqrt{b-a}$ $h\geqslant4c$（铸铁）；$h\geqslant5c$（铸钢）		$b<a$ $R\geqslant\left(\frac{1}{6}\sim\frac{1}{3}\right)\left(\frac{a+b}{2}\right)$ $c\approx1.5\sqrt{a-b}$ $h\geqslant8c$（铸铁） $h\geqslant10c$（铸钢）

注：1. 圆角标准整数系列为（单位：mm）1、2、4、6、8、10、12、16、20、25、30、35、40、50、60、80、100。
2. 当壁厚大于 20 mm 时，R 取系数中的下限值。
3. 高碳钢和高锰钢铸件的 R 值约需增大 1.3～1.5 倍。

(5) 利于补缩和实现顺序凝固

对于铸钢等体收缩大的合金铸件，易于形成收缩缺陷，应仔细审查零件结构实现顺序凝固的可能性。图4.7-6为壳型铸造的合金钢壳体。a方案铸出的件，在A点以下部分，因超出冒口的补缩范围而有缩松，水压试验时出现渗漏；b方案中，只在底部76 mm范围内壁厚相等，由此向上，壁厚以1°～3°角向上增厚，有利于顺序凝固和补缩，铸件质量良好。

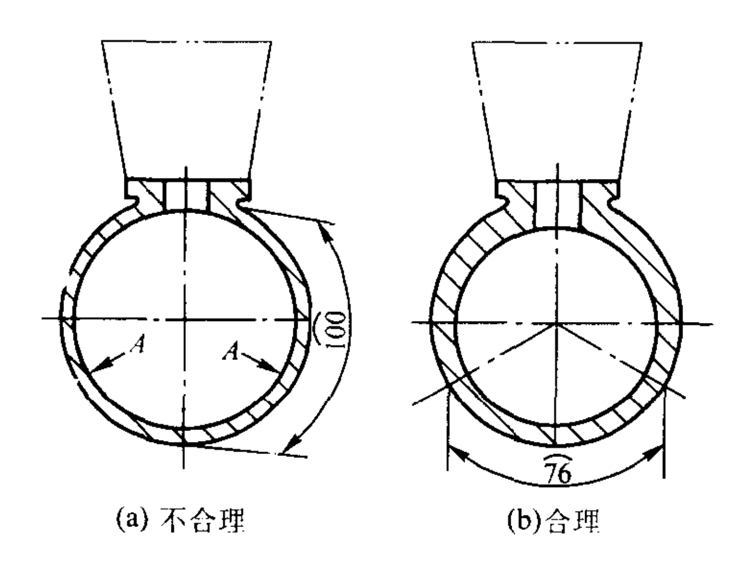


图4.7-6　合金钢壳体结构改进

此外，可锻铸铁、黄铜、无锡青铜、铝硅共晶合金等，也是凝固体收缩大、易产生集中缩孔的合金。应注意审查实现顺序凝固的可能性。

(6) 防止铸件翘曲变形

生产经验表明：某些壁厚均匀的细长形铸件，较大的平板形铸件，以及壁厚不均的长形箱体件，如机床床身等，会产生翘曲变形。前两种铸件发生变形的主要原因是结构刚度差，铸件各面冷却条件的差别引起不大的内应力，但却使铸件显著翘曲变形。后者变形原因是壁厚相差悬殊，冷却过程中引起较大的内应力，造成铸件变形。可通过改进铸件结构、铸件热处理时矫形、塑性铸件进行机械矫形和采用反变形模样等措施予以解决。图4.7-7为合理与不合理的铸件结构。

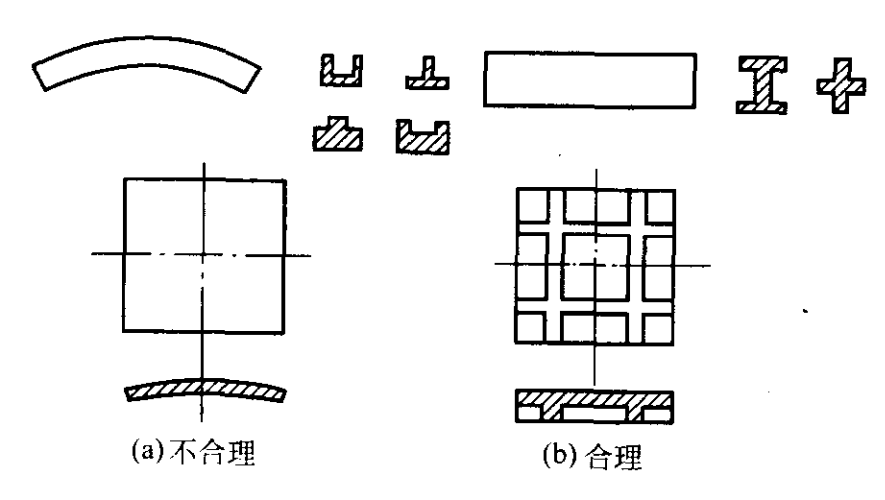


图4.7-7　防止变形的铸件结构

(7) 避免浇注位置上有水平的大平面结构

在浇注时，如果型腔内有较大的水平面存在，当金属液上升到该位置时，由于断面突然扩大，金属液面上升速度变得非常小，灼热的金属液面较长时间地、近距离烘烤顶面型壁，极易造成夹砂、渣孔、砂孔或浇不到等缺陷。

应尽可能把水平壁改进为稍带倾斜的壁或曲面壁（见图4.7-8），或者用肋消除大平面结构（见图4.7-9）。

1.4.2　从简化工艺方面改进零件结构

(1) 改进妨碍起模的凸台、凸缘和肋板的结构

铸件侧壁上的凸台（搭子）、凸缘和肋板等常妨碍起模，为此，机器造型中不得不增加砂芯；手工造型中也不得不把

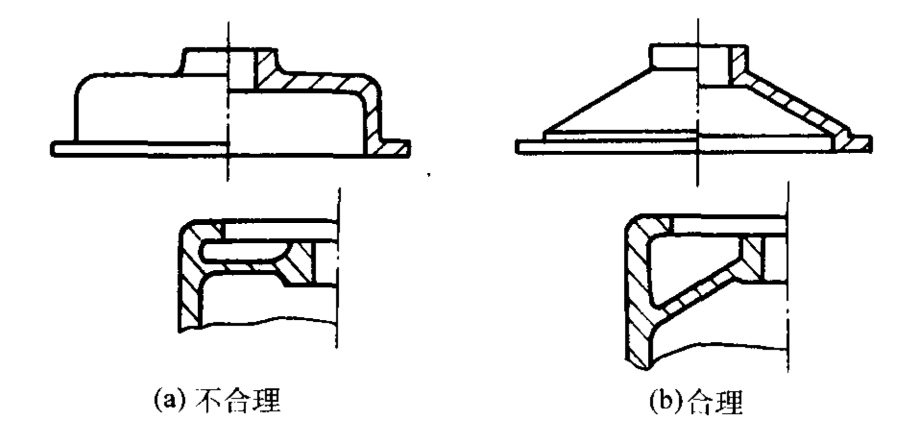


图4.7-8　避免水平壁的铸件结构

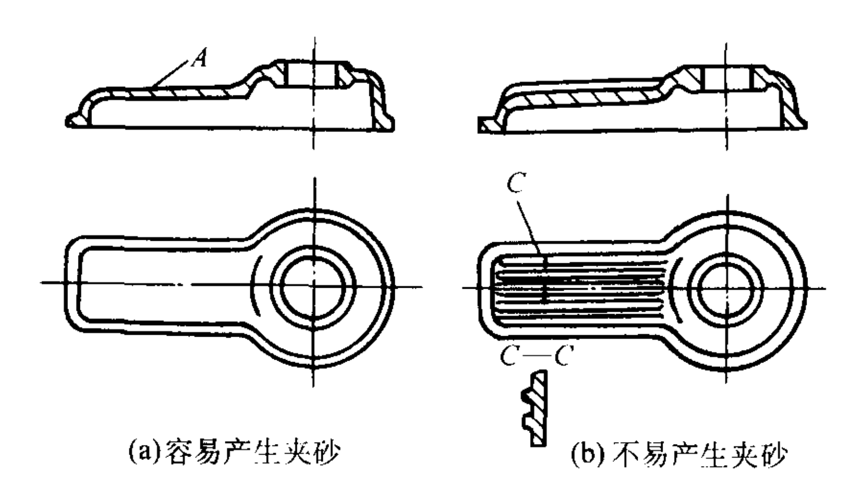


图4.7-9　在大平面上设置矮肋消除夹砂

这些妨碍起模的凸台、凸缘、肋板等制成活动模样（活块）。无论哪种情况，都增加造型（制芯）和模具制造的工作量。如能改进结构，就可避免这此缺点。图4.7-10为发动机油箱散热肋妨碍起模部分的改进。图4.7-11为妨碍起模的凸台（搭子）的改进。

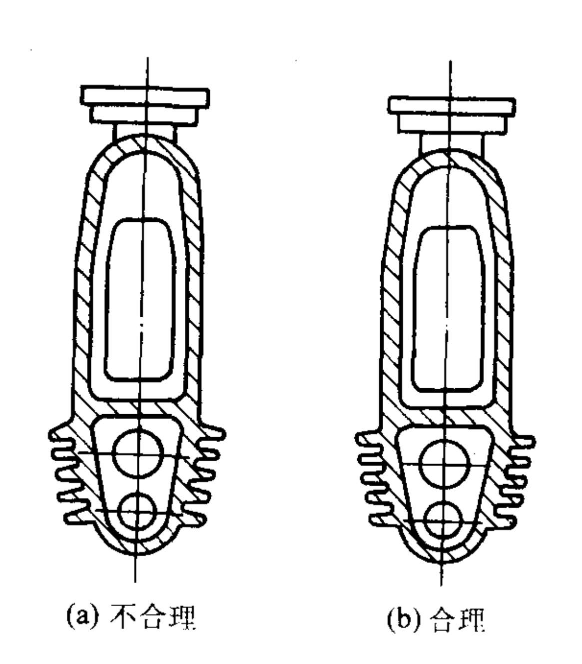


图4.7-10　发动机油箱散热肋妨碍起模部分的改进

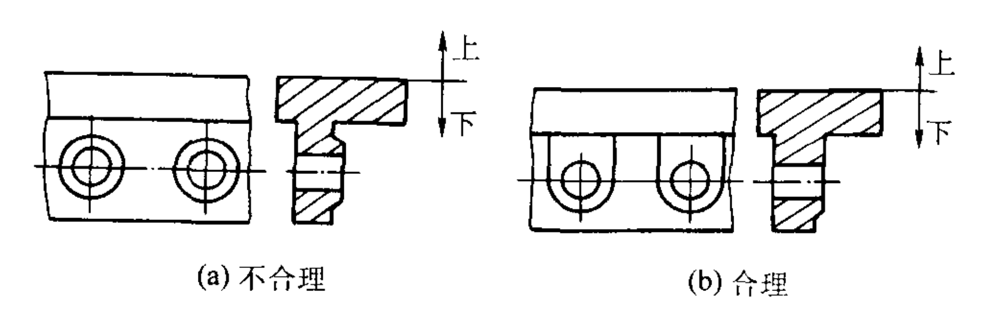


图4.7-11　妨碍起模的凸台（搭子）的改进

(2) 取消铸件外表侧凹

铸件外侧壁上有凹入部分必然妨碍起模，需要增加砂芯才能形成铸件形状。常可稍加改进，即可避免凹入部分。见图4.7-12所示。

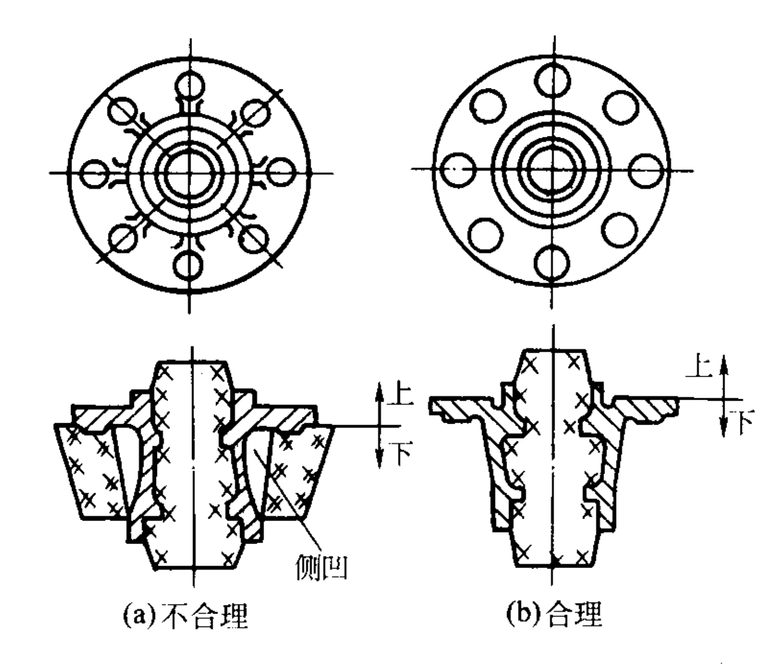


图 4.7-12　带有外表侧凹的铸件结构的改进

(3) 改进铸件内、外结构以减少砂芯

铸件内腔的肋条、凸台和凸缘的结构欠妥，常是造成砂芯多、工艺复杂的重要原因。图 4.7-13a 为原设计的壳体结构，由于内腔两条肋板呈 120°分布，铸造时需要 6 个砂芯，工艺复杂，成本很高；图 4.7-13b 为改进后的结构和铸造工艺方案。把肋板由 2 条改为 3 条、呈 90°分布，外壁凸台形状相应改进，只需要 3 个砂芯即可，工艺、工装都大为简化，铸件成本降低。图 4.7-14 为铸件外部结构改进以减少砂芯的实例。

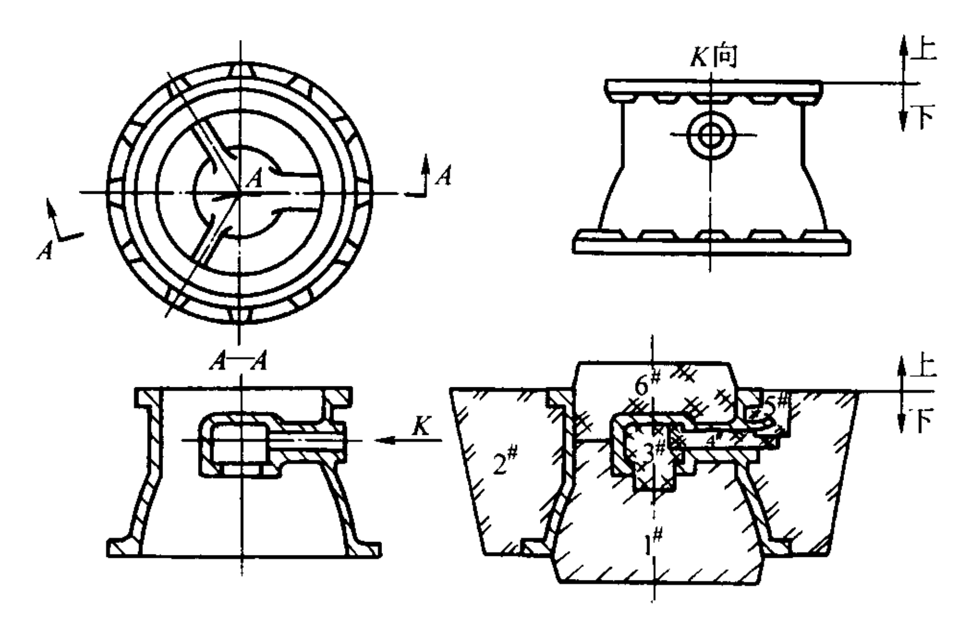
(4) 减少和简化分型面

图 4.7-15a 所示结构的铸件必须采用不平分型面，增加了制造模样和模板的工作量；改进后（见图 4.7-15b），则可用平直的分型面进行造型。

图 4.7-16 所示为一种铸件结构。原设计需采用三个分型面的四箱造型；结构改进后，只需要一个分型面，两箱造型即可。

(5) 有利于砂芯的固定和排气

图 4.7-17a 为撑架铸件的原结构。2 号砂芯呈悬臂式，需用芯撑固定；改进后，悬臂砂芯 2 和砂芯 1 连成一体，合并成一个砂芯，取消了芯撑（见图 4.7-17b）。薄壁件和承受气压或液压的铸件，不希望使用芯撑。若无法更改结构时，可在铸件上增加工艺孔，这样就增加了芯头支撑点。铸件的工艺孔可用螺丝堵头封住，以满足使用要求，如图 4.7-18 所示。应尽量避免悬臂芯和吊芯。



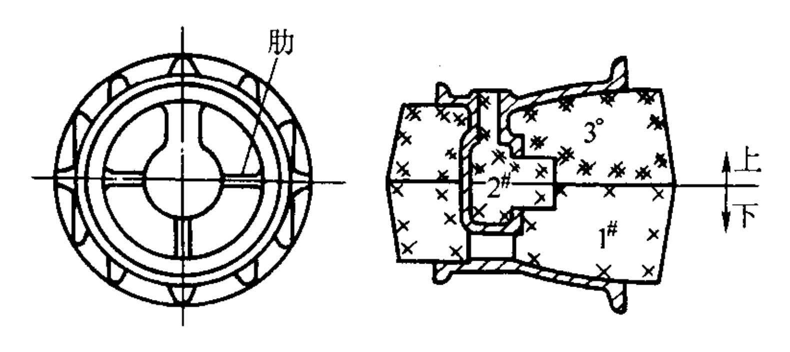


图 4.7-13　铸件内腔结构的改进以减少砂芯

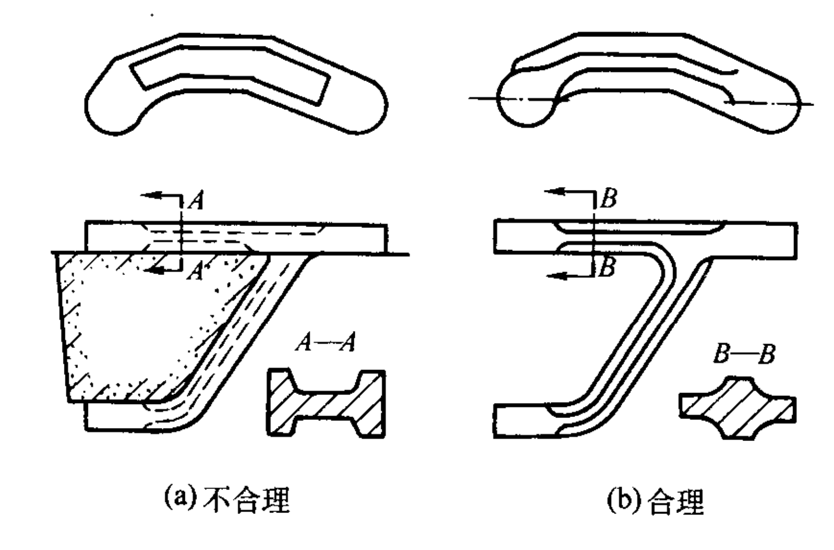


图 4.7-14　铸件外部结构的改进以减少砂芯

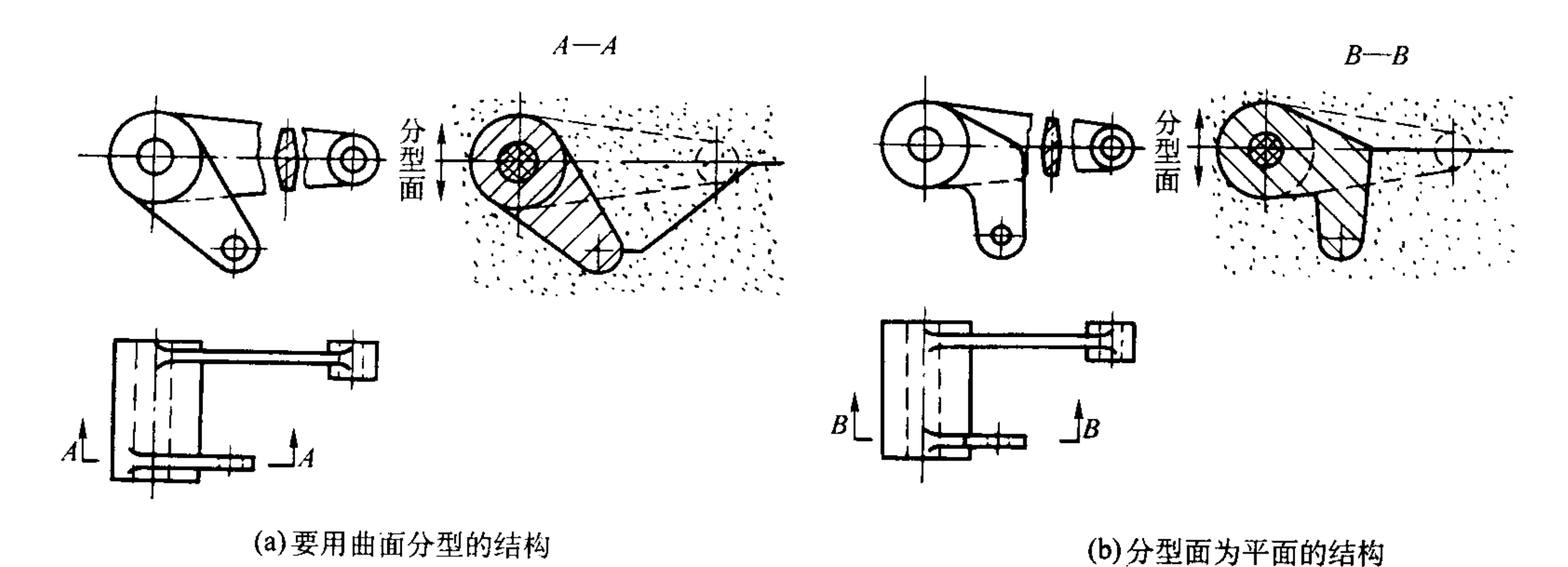


图 4.7-15　摇臂铸件的结构

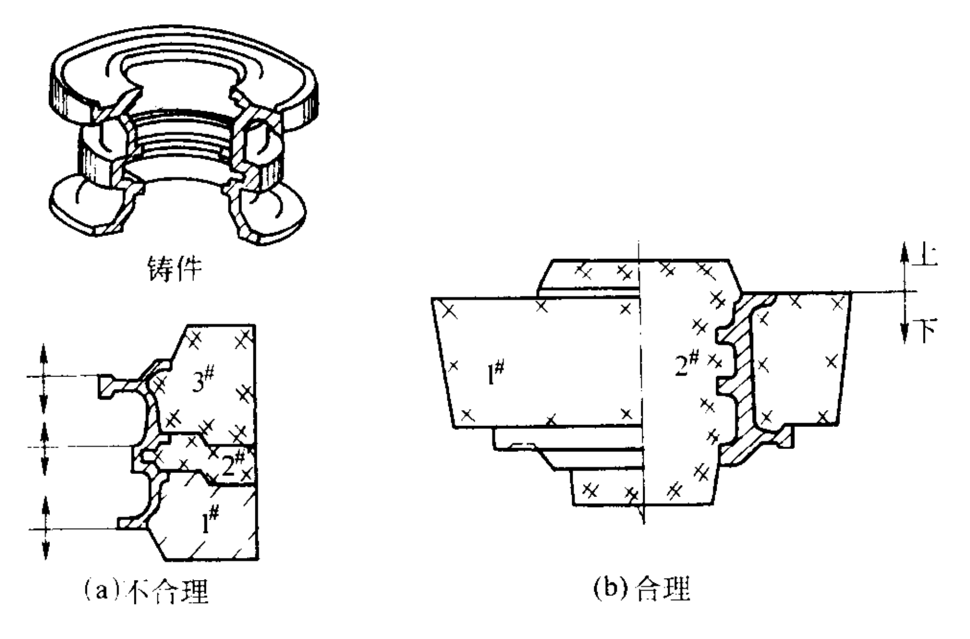


图4.7-16　改进结构减少分型面

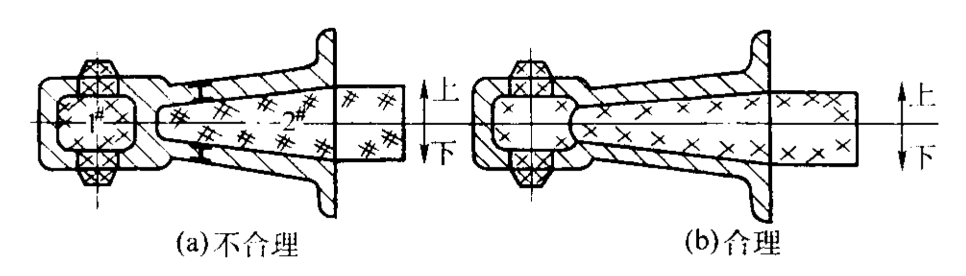


图4.7-17　撑架结构的改进

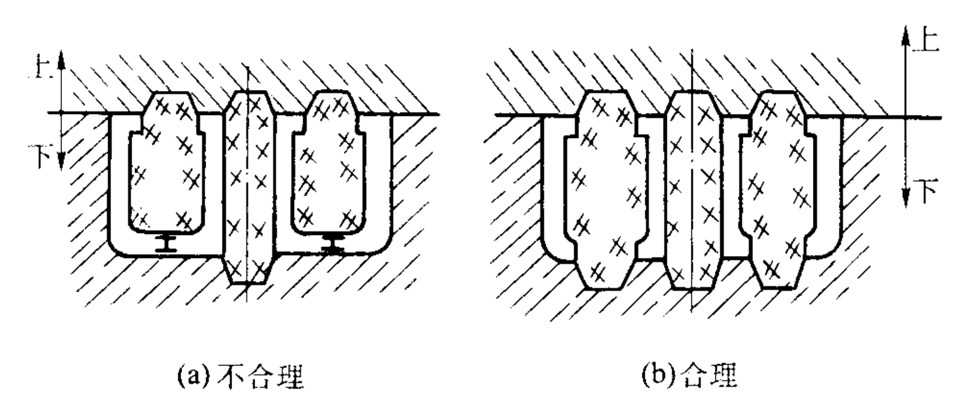


图4.7-18　活塞结构的改进

(6) 减少清理铸件的工作量

铸件清理包括：清除表面黏砂、内部残留砂芯，去除浇注系统、冒口和飞翅等操作。这些操作劳动量大且环境恶劣。铸件结构设计应注意减轻清理的工作量。图4.7-19所示的铸钢箱体，结构改进后可减少切割冒口的困难。

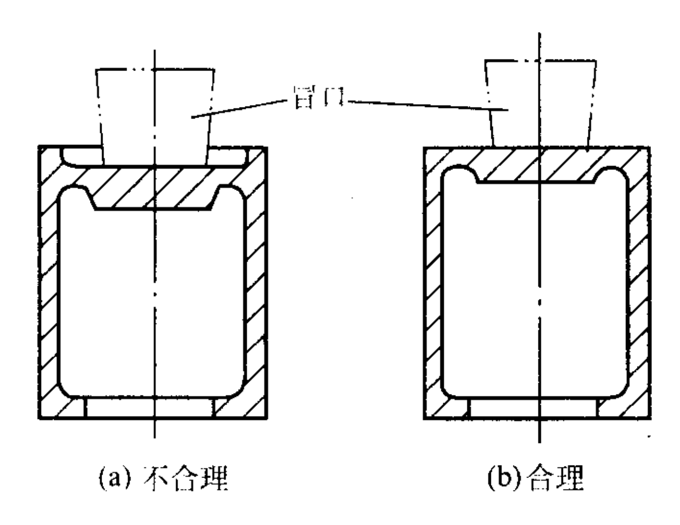


图4.7-19　铸钢箱体结构的改进

(7) 简化模具的制造

单件、小批生产中，模样和芯盒的费用占铸件成本的很大比例。为节约模具制造工时和材料，铸件应设计成规则的、容易加工的形状。图4.7-20为一阀体，原设计为非对称结构（实线所示），模样和芯盒难于制造；改进后（双点划线所示）呈对称结构，可采用车（刮）板造型法，大大减少了模具制造的费用。

(8) 大型复杂件的分体铸造和简单小件的联合铸造

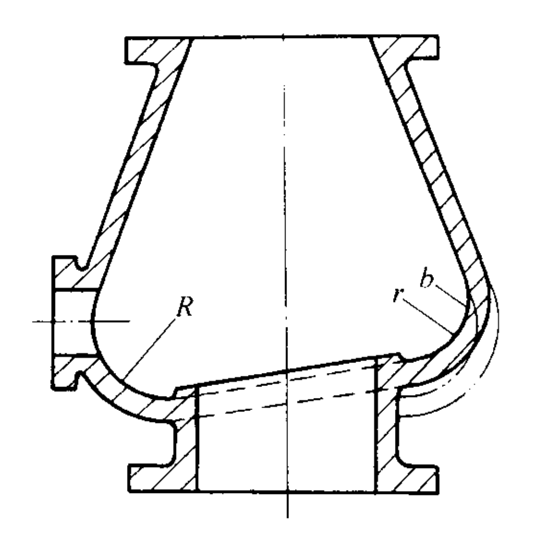
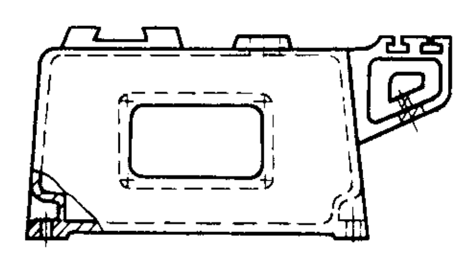


图4.7-20　阀体结构的改进

有些大而复杂的铸件可考虑分成几个简单的铸件，铸造后再用焊接方法或用螺栓将其联接起来。这种方法常能简化铸造过程，使本来受工厂条件限制无法生产的大型铸件成为可能。例如在我国生产第一台12 000 t水压机的过程中，采用铸焊结构成功地做出长17 960 mm、直径1 000 mm、厚300 mm的立柱（每根80 t）等铸件。图4.7-21为铸铁床身的分体铸造结构，图4.7-22为轧钢机架的铸焊结构（255 t）。



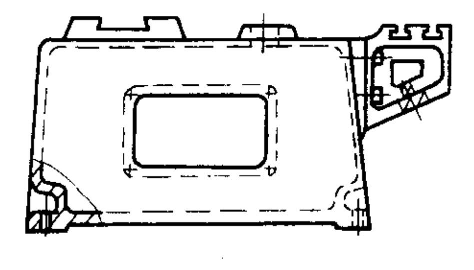


图4.7-21　分体铸造的床身结构

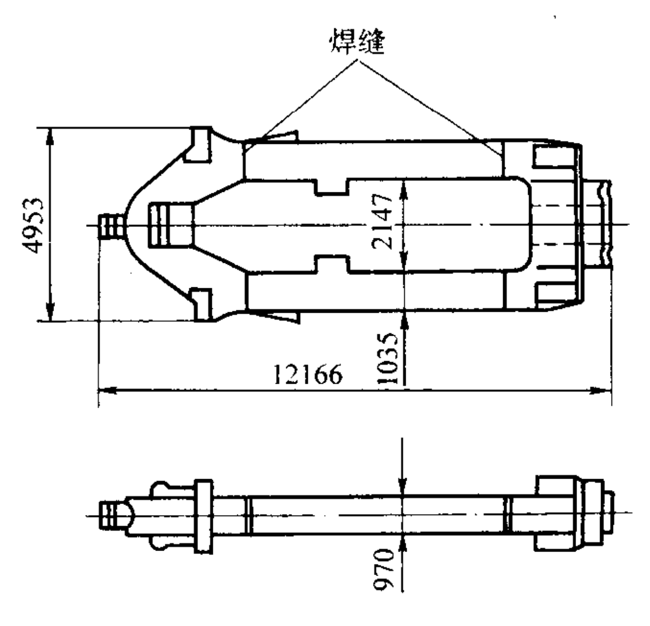


图4.7-22　铸焊结构的轧钢机架

与分体铸造相反，一些很小的零件，如小轴套等，常可把许多小件毛坯连接成为一个较长的大铸件，这对铸造和机械加工都方便，这种方法称为联合铸造。

2　铸造工艺方案的确定

砂型铸造工艺方案通常包括下列内容：造型、制芯方法和铸型种类的选择，浇注位置面的确定等。

2.1　造型、制芯方法的选择

2.1.1　选用原则

砂型铸造的各种选型、制芯方法已在本篇1~6章中详细介绍，可参照以下原则选用。

(1) 优先采用湿型

尤其是中小铸件。因为无论从成本、环保、生产率考虑都是最有优势的。目前，全世界80%的铸件是用砂型生产的，湿型占大多数。只有湿型不能满足要求时，才考虑用其他造型方法：自硬树脂砂型（芯）、水玻璃砂型、烘干黏土砂型等。

在考虑应用湿型时应注意以下几种情况。

1) 铸件过高　金属静压力超过湿型的抗压强度时，应考虑使用干砂型或自硬砂型等。

要具体分析：如果铸件壁薄，虽然铸件很高大，但出现胀砂、黏砂、跑火的倾向小。可以把此限制适当放宽。因为在浇注结束前，金属静压力尚未达到最高值时，铸件下部表面上已凝结一层金属壳。此外，采用优质钠膨润土型砂或活化膨润土型砂，其砂型湿压强度较高，为铸造较高大的铸件创造了条件。

2) 浇注位置上铸件有较大水平壁　用湿型容易引起夹砂缺陷，应考虑使用其他砂型。

3) 造型过程长或需长时间等待浇注的砂型不宜用湿型　例如在铸件复杂，砂芯多，下芯时间长且铸件尺寸大等条件下，湿型放置过久会风干，使表面强度降低，易出现冲砂缺陷。因此湿型一般应在当天浇注。如需次日浇注，应将造好的上、下半型空合型，防止水分散失，于次日浇注前开箱、下芯，再合型浇注。更长的过程应考虑用其他砂型。

4) 型内放置冷铁多。应避免使用湿型。如果湿型内有冷铁时，冷铁应事先预热，放入型内要及时合型浇注，以免冷铁生锈或变冷而凝结"水珠"，浇注后引起气孔缺陷。

认为湿型不可靠时，可考虑使用表干砂型，砂型只进行表面烘干，根据铸件大小及壁厚，烘干深度在15~80 mm。它具有湿型的许多优点，而在性能上却比湿型好，减少了气孔、冲砂、胀砂、夹砂的倾向。多用于手工或机器造型的中大件。

对于大型铸件，可以应用树脂自硬砂型、水玻璃砂型以及黏土干砂型。用树脂自硬砂型可以获得尺寸精确、表面光洁的铸件，但成本较高。

(2) 造型、制芯方法应和生产批量相适应

大量生产品应创造条件采用技术先进的造型、制芯方法。老式的震击式和震压式造型机生产线生产率不够高，劳动强度大，噪声大，不适应大量生产的要求，应逐步加以改造。对于小型铸件，可以采用水平分型或垂直分型的无箱高压造型机生产线、实型造型线生产效率又高，占地面积也少；对于中件可选用各种有箱高压造型机生产线、气冲造型线。为适应快速、高精度造型生产线的要求，制芯方法可选用：冷芯盒、热芯盒及壳芯等制芯方法。

中等批量的大型铸件可以考虑应用树脂自硬砂造型和制芯、抛砂造型等。

单件小批生产的重型铸件，手工造型仍是重要的方法，手工造型能适应各种复杂的要求，比较灵活，不要求很多工艺装备。可以应用水玻璃砂型、VRH法水玻璃砂型、有机酯水玻璃自硬砂型、黏土干型、树脂自硬砂型及水泥砂型等；对于单件生产的重型铸件，采用地坑造型法成本低，投产快。批量生产或长期生产的定型产品采用多箱造型、劈箱造型比较适宜。虽然模具、砂箱等开始投资高，但可从节约造型工时、提高产品质量方面得到补偿。

(3) 造型方法应适合工厂条件

如有的工厂生产大型机床床身等铸件，多采用组芯造型法。着重考虑设计、制造芯盒的通用化问题，不制作模样和砂箱，在地坑中组芯；而另外的工厂则采用砂箱造型法，制作模样。不同的工厂生产条件、生产习惯、所积累的经验各不一样。如果车间内桥式起重机的吨位小、烘干炉也小，而需要制作大件时，用组芯造型法是行之有效的。

每个铸造工厂只有很少的几种造型、制芯方法，所选择的方法应切合现场实际条件。

(4) 要兼顾铸件的精度要求和成本

各种造型、制芯方法所获得的铸件精度不同，初投资和生产率也不一致，最终的经济效益也有差异。因此，要做到多、快、好、省，就应当兼顾到各个方面。应对所选用的造型方法进行初步的成本估算，以确定经济效益高又能保证铸件要求的造型、制芯方法。

2.1.2　造型方法种类及特点

(1) 按铸型种类分类（见表4.7-9）

表4.7-9　按铸型种类分类的造型方法特点和应用

铸型种类	主要特点	应用情况
干型	水分少、强度高，透气性好，成本高，劳动条件差，不易实现机械化和自动化	结构复杂，质量要求高，单件小批、中大型铸件
湿型	不烘干，成本低，劳动条件好，机械化造型、手工造型均广泛应用 采用膨润土活化砂及高压造型，可以得到强度高、透气性较好的铸型	多用于单件或大批，大量生产的中小件
水玻璃砂型	强度高，硬化快，效率高，粉尘少。可用 CO_2 硬化、酯硬化、烘干、VRH法硬化	各种铸件均可应用，对大型铸件效率更高，以铸钢件应用最多
树脂砂型	强度高，可自硬，精度高；铸件易清理；生产效率高	大、中型铸钢、铁、铝、铜铸件的单件或批量生产
表面烘干型（表干型）	只将表面层烘干（烘干层厚度约为15~80 mm）。具有干型的一些优点，避免和克服了干型的某些缺点	同干型相比，生产率高，成本低，适用于铸件结构较复杂、质量要求较高的单件、小批生产的中、大型铸件
双快水泥砂型	利用快凝、快硬的双快水泥作黏结剂制作铸型，具有自硬、快硬的优点	生产效率高，劳动条件好，与水玻璃流态砂相比，铸铁件无缩沉和不黏砂。用于单件、成批生产的铸铁件
石灰石砂型	通常用水玻璃做黏结剂，吹 CO_2 使之硬化，或配制成水玻璃自硬砂。具有硅粉尘少、易清理、可减少工人矽肺职业病等优点	目前主要用于钢铸件的生产中。应用于大型铸钢件时有缩沉现象，还产生大量 CO_2 气体

(2) 按砂型紧实成形方式分类

按砂型紧实成形方式可分为手工造型和机器造型两大类。

1) 手工造型（见表4.7-10）

2) 机器造型 湿型机器造型按其成形机理分类，见表4.7-11

表4.7-10 手工造型分类表

造型方法	主 要 特 点	应 用 情 况
组芯造型	铸型由砂芯组成，可在砂箱、地坑中或用夹具组装	用于单件或成批生产结构复杂的铸件
脱箱造型	造型后取走砂箱。在无箱或加套箱的条件下浇注	用于大量、成批或单件生产的小件
砂箱造型	在砂箱内造型，操作方便，劳动量较小	大、中、小铸件，大量成批或单件生产
刮板造型	用专制的刮板刮制，可节省制造模样的材料和工时，操作麻烦，生产率低	用于单件、外形简单的铸件
地坑造型	在地坑中造型，不用砂箱或只用一个盖箱。操作费时，生产周期长	用于单件生产的大中型铸件

表4.7-11 机器造型按成形机理分类

紧实方法		成形机理及铸型特征	适 用 范 围
震击		靠机械振击赋予型砂动能和惯性，紧实成形。铸型上松下紧，常需补压	用于精度要求不高的中小铸件成批、大量生产
压实	单纯压实	型砂借助于压头或模样所传递的压力紧实成形，按比压大小可分为低压（0.15~0.4 MPa）、中压（0.4~0.7 MPa）、高压（>0.7 MPa）造型三种	中、低压用于精度要求不高的简单铸件，中、小批生产。高压用于精度要求高、较复杂铸件的大量生产
	单向压实	直接受压面的铸型紧实度较高，但不均匀。若比压不足则紧实度低	用于精度要求不高、扁平铸件的中、小批量生产
	差动压实（双向）	首先用压头预压（上压），其次从模样面补压（下压），然后用压头终压。其紧实度及均匀性均优于单向压实	用于精度要求较高、较复杂铸件的大量生产
震压	普通震压	振击加压实，其砂型密度的波动范围小，可获得紧实度较高的砂型	用于精度要求较高、较复杂铸件的大量、成批生产
	微震压实	振击频率400~500 Hz，振幅小，可同时微振、压实，也可先微振后压实，比单纯压实可获得较高的砂型紧实度，均匀性也较高	用于精度要求较高、较复杂铸件的大量、成批生产
射压		用压缩空气赋予型砂动能，预紧之后再用压头补压成形，紧实度及均匀性较高。有顶射、底射和侧射之分，顶射结构简单	用于精度要求不高，一般中、小件的成批大量生产
抛砂		借旋转的叶片把砂团高速抛出，打在砂箱内的砂层上，使型砂逐层紧实。砂团的速度越大，砂型紧实度越高。若供砂情况和抛头移动速度稳定，则各部分紧实度均匀	用来紧实中大件的砂型或砂芯，也可用于地坑造型，单件、小批、成批生产均可使用，但铸件精度较低
气流紧实	静压	其过程包括：1）在砂箱内填砂（模板上有通气塞）。2）对型砂施以压缩空气进行气流加压（一般0.3 s），通入的压缩空气穿过型砂经通气塞排出。此时越靠近模板处型砂密度越高。3）用压实板在型砂上部压实，使其上下紧实度均匀。此法砂箱吃砂量较小，起模斜度较小	可用于精度要求高的各种复杂铸件的大量生产
	气流冲击	具有一定压力的气体瞬时膨胀释放出来的冲击波作用在型砂上使其紧实，且由于型砂受到急速的冲击产生触变（瞬时液化），克服了黏土膜引起的阻力，提高了型砂的流动性。在冲击力和触变作用下迅速成形。其砂型特点是紧实度均匀且分布合理，靠模样处的紧实度高于铸型背面	可用于精度要求高的各种复杂铸件的大量生产，比静压造型具有更大的适应性
		空气冲击：采用普通压缩空气作为动力，通过调节压缩空气压力来调节砂型紧实度	用于砂箱平面积≤1.2~1.5 m^2 的条件下
		燃气冲击：用天然气、丙烷气、甲烷和乙烷按一定比例和空气混合后，点火引爆。可通过调节风机转速来调节砂型紧实度	用于砂箱平面积≥1.5 m^2 的条件下
		爆炸气流冲击：用高压电流的电弧放电，点燃液态或固态物质，使之爆炸，产生高压气体紧实砂型	尚未投入使用

(3) 自硬树脂砂造型、制芯

典型的配方、优缺点和适用范围见表4.7-12。

表4.7-12 三种自硬树脂砂的典型配方、优缺点和适用范围

树脂砂种类	配方		优缺点	适用范围
	黏结剂	固化剂		
呋喃树脂自硬砂	呋喃树脂，加入量为原砂重量的0.9%~1.2%	对甲苯磺酸，加入量为树脂重量的30%~50%	优点：1）常温强度高，树脂加入量少，耗砂量少。2）高温强度高，型砂耐热性好。3）树脂黏度小，便于混砂。4）树脂稳定性好，可存放1~2年。5）树脂砂硬透性好（即每间隔5 min，测得型、芯内外各部分硬度均匀一致的特性）。6）旧砂再生率高（>90%），新砂用量很少 缺点：1）树脂含游离醛高（质量分数为0.3%~0.5%），浇注时放出有害气体，污染环境。2）树脂含氮和发气速度高，铸件易产生气孔。3）固化剂含硫和树脂砂高温塑性低，铸钢件易出现热裂。4）型砂吸湿性较大，雨季铸件废品增加。5）对原砂质量要求较高。6）冬季硬化速度慢，固化剂易结晶。7）不能用于碱性原砂	适用于单件、小批量生产中、大型铸铁件、铸钢件及非铁合金铸件
碱性酚醛树脂自硬砂	碱性酚醛树脂加入量为原砂质量的1.5%~2.0%	甘油醋酸酯，加入量为树脂质量的30%~40%	优点：1）树脂砂中不含硫、磷、氮等元素，防止由这些元素引起的铸造缺陷。2）型、芯砂在浇注初期有一定热塑性，可减少铸钢件的热裂倾向。3）树脂游离醛少，改善了劳动环境。4）对原砂要求不高，碱性原砂也可使用。5）硬化性能好，在较低温度下可固化。6）抗吸湿性好。7）溃散性好 缺点：1）树脂强度偏低，加入量较多。2）树脂黏度大，混砂难均匀。3）型、芯砂导热性较差。4）旧砂再生率较低	适用于铸钢，特别是不锈钢、球墨铸铁件及非铁合金铸件
胺固化酚脲烷自硬砂	酚醛树脂：聚异氰酸酯=1:1总加入量为原砂质量的1.5%	有机胺加入量为酚醛树脂质量的0.7%~0.8%	优点：1）在可使用时间内，型、芯砂的流动性好。2）树脂硬化速度快，可使用时间和起模时间之比可达0.75:1.0。3）树脂聚合固化过程中没有其他副产物生成，型、芯砂硬透性好。4）型、芯砂发气量低，落砂性能好 缺点：1）聚异氰酸酯活性大，遇水易水解，要求原砂含水量很低。2）型、芯砂耐高温性差，芯子易被冲蚀，而且易产生脉纹类铸造缺陷。3）聚异氰酸酯的价格较高。4）树脂含氮，生产铸钢件易出现气孔。5）容易黏模	由于硬化速度快，生产率较高，可用于批量生产小型铸钢件及其它复杂的铸铁件

(4) 水玻璃砂造型、制芯

水玻璃资源丰富、价格便宜、无毒无味，在混砂、造型、浇注和落砂过程中无有毒气体析出，可用多种方法使型砂硬化：CO_2法、VRH（真空置换硬化）法、酯硬化法、微波法、烘干法、粉末硬化剂法（如硅铁粉，赤泥粉）等。三种应用广泛的典型配方、优缺点和适用范围见表4.7-13。

表4.7-13 水玻璃砂典型配方、优缺点和适用范围

硬化方法	水玻璃加入量（质量分数）/%	硬化剂	优缺点	适用范围
CO_2法	≥6~8	CO_2	优点： 1）工艺设备简单，投资少 2）操作方便，对原砂要求低 3）在混砂、造型、浇注和落砂过程中无毒无味 缺点： 1）CO_2硬化水玻璃砂强度低，导致水玻璃加入质量分数高达8.0%以上，浇注后型、芯砂溃散性很差，铸件清砂极端困难 2）CO_2硬化时水玻璃砂易于过吹，而且硬化的水玻璃砂在存放过程中容易吸湿，表面形成白霜和粉化，表面安定性明显下降 3）水玻璃旧砂再生非常困难，我国基本上不回用，增加了新砂用量，也造成了环境污染	各种铸钢件，大型铸铁件
VRH（真空置换硬化）法	2.5~3.5	真空脱水+CO_2	优点： 1）CO_2气体消耗少，水玻璃与CO_2气体的反应又快又充分 2）砂型硬化均匀、强度高、含水率低、存放性好 3）水玻璃加入质量分数可降低到2.5% 4）型、芯砂的残留强度低，容易清砂 5）旧砂可再生 缺点： 1）设备较复杂，一次性投资大 2）生产效率低，不适用于批量生产 3）受真空室尺寸的限制，不能用于中、大型铸件	各种小铸件

续表 4.7-13

硬化方法	水玻璃加入量（质量分数）/%	硬化剂	优 缺 点	适用范围
酯硬化法	2.5～3.5	液体有机酯：甘油醋酸酯、乙二醇醋酸酯、二甘醇醋酸酯和丙烯碳酸酯等，加入量为水玻璃重量的8%～12.5%	优点： 1）砂型、砂芯具有很高的强度、抗湿性和硬透性 2）水玻璃加入量小 3）浇注后型、芯砂溃散性好，铸件清砂容易 4）旧砂可再生，再生率60%～80%，减轻了环境污染 5）酯硬化水玻璃砂型的硬化是渐进过程，铸件精度高 缺点： 1）有机酯价格高。对原砂和水玻璃要求高。应根据砂型、砂芯的大小和水玻璃的模数，正确选用不同型号（快酯、慢酯或混合酯）的有机酯 2）型、芯砂脆性大、表面安定性、流动性不太好	单件、成批生产的各种铸件

2.1.3 制芯方法的选择

总体上可分为手工制芯和机器制芯；制芯方法还可分为用芯盒制芯和非芯盒制芯。机器制芯一般都用芯盒制芯。手工制芯方法的特点及应用情况，见表 4.7-14。机器制芯的各种方法的特点及应用见表 4.7-15。依砂芯固化特点分类的制芯方法见表 4.7-16。

表 4.7-14 手工制芯的方法特点及应用

制芯方法	主 要 特 点	适 用 范 围
芯盒制芯	用芯盒内表面形成砂芯的形状，砂芯尺寸准确，可制造小而复杂的砂芯	各种形状、尺寸和批量的砂芯均可采用
刮板制芯	与刮板造型相似	用于单件、小批生产，形状简单或回转体砂芯
减皮制芯	以砂型为“芯盒”，制芯后手工在砂芯表面减去铸件壁厚的砂层	用于单件生产

表 4.7-15 机器制芯的方法特点及应用

制芯方法	主 要 特 点	适 用 范 围
震实式及翻台震实式	靠震击紧实芯砂。这种机器应用较普遍，噪声大，生产率低，对厂房基础要求高	适用于制造不填焦炭块的中、大砂芯的成批、大量生产
微震压实式	在微震的同时加压紧实芯砂。生产率较高，但机器结构复杂，仍有噪声	可用于制造黏土芯砂、合脂砂、桐油砂的砂芯
挤压式（螺旋、柱塞）	利用机械传动，将芯砂从成形管连续压出而制造砂芯。螺旋挤压式是根据模孔大小，调节螺旋推砂器的速度来控制砂芯的紧实度，其生产率一般为 150～300 m/h	用于大量生产的截面形状、尺寸不变的小砂芯
射芯式	将混制好的芯砂以一定的压力射入芯盒内，通过化学或物理作用，使芯砂快速在芯盒内固化，硬化后取出，得到表面光洁、尺寸精确、强度高的砂芯。操作方便，生产率高，易于机械化。主要有热芯盒制芯、冷芯盒制芯和覆膜砂制芯	用于成批、大量生产中、小型简单或复杂的砂芯

表 4.7-16 依砂芯固化特点分类的制芯方法

固 化 特 点	制 芯 方 法	固 化 方 法	适 用 范 围
盒外固化	手工制芯	多用烘干法、微波法	可用于制造黏土芯砂、合脂砂、桐油砂等烘干固化的，各种批量生产的大、中、小型砂芯
	机器震击制芯		
	微震击压实制芯		
	挤压制芯		
	震压制芯		
	射（吹）砂制芯		

续表 4.7-16

固化特点	造芯方法	固化方法	适用范围
盒内固化	热芯盒法	电、煤气、天然气加热芯盒	成批、大量生产的中、小型砂芯
	覆膜砂法		
	冷芯盒法	三乙胺法 甲酸甲酯法 SO_2 法 CO_2 法	大量生产的中、小型砂芯
	自硬砂法（手工、机器）制芯	黏结剂和固化剂间化学反应使砂芯自行固化	单件、成批生产的大、中、小型砂芯
不固化	手工、机器造湿砂芯直接浇注	不烘干	中、小型简单砂芯

2.2　浇注位置的确定

2.2.1　铸件浇注位置的定义

浇注位置是指浇注时未来铸件在型内所处的状态（姿态）和位置。也就是俗话说的：哪个部位在上或在下，哪个面朝上、呈侧立状态，或朝下。

众所周知，浇注时，朝下的铸件表面就比较光洁、干净；而朝上的表面，容易有砂孔、渣孔、夹砂等缺陷，粗糙度高；铸件下部的金属在凝固时，受到上部金属压力作用和补缩，比较致密，力学性能容易得到保证。因此，浇注位置的确定是工艺设计中重要环节。它关系到铸件的内在质量、铸件的尺寸精度及造型工艺过程的难易，因此往往须制订出几种方案加以分析、对比，择优选用。浇注位置与造型（合型）位置、铸件冷却位置可以不同。生产中常以浇注时分型面是处于水平、垂直或倾斜位置，分别称为水平浇注、垂直浇注或倾斜浇注，但这不代表铸件的浇注位置的涵义。

浇注位置一般于选择造型方法之后确定。根据合金种类、铸件结构和技术要求，结合选定的造型方法，先确定出铸件上质量要求高的部位（如重要加工面、受力较大的部位、承受压力的部位等）结合生产条件估计主要废品倾向和容易发生缺陷的部位（如厚大部位容易出现收缩缺陷；大平面上容易产生夹砂结疤；薄壁部位容易发生浇不到、冷隔；薄厚相差悬殊的部位应力集中，容易发生裂纹等）。这样在确定浇注位置时，就应使重要部位处于有利的状态，并针对容易出现的缺陷，采取相应的工艺措施予以防止。

应指出，确定浇注位置在很大程度上着眼于控制铸件的凝固。实现顺序凝固的铸件，可消除缩孔、缩松，保证获得致密的铸件。在这种条件下，浇注位置的确定应有利于安放冒口；实现同时凝固的铸件，内应力小，变形小，金相组织比较均匀一致，不用或很少采用冒口，节约金属，减小热裂倾向。铸件内部可能有缩孔或轴线缩松存在。因此多应用于薄壁铸件或内部出现轻微轴线缩松不影响使用的情况下。这时，如果铸件有局部肥厚部位，可置于浇注位置的底部，利用冷铁或其他激冷措施，实现同时凝固。灰铸铁、球墨铸铁件常利用凝固阶段的共晶体膨胀来消除收缩缺陷，因此，可不遵循顺序凝固条件而获得健全铸件。

2.2.2　确定浇注位置的基本原则

根据对合金凝固理论的研究和生产经验，确定浇注位置时应考虑以下原则。

（1）浇注位置应有利于所确定的凝固顺序

对于体收缩较大的合金，浇注位置应尽量满足顺序凝固的原则。铸件厚实部分一般应置于浇注位置上方，以利于设置冒口补缩。双排链轮铸钢件的正确浇注位置如图 4.7-23 所示。

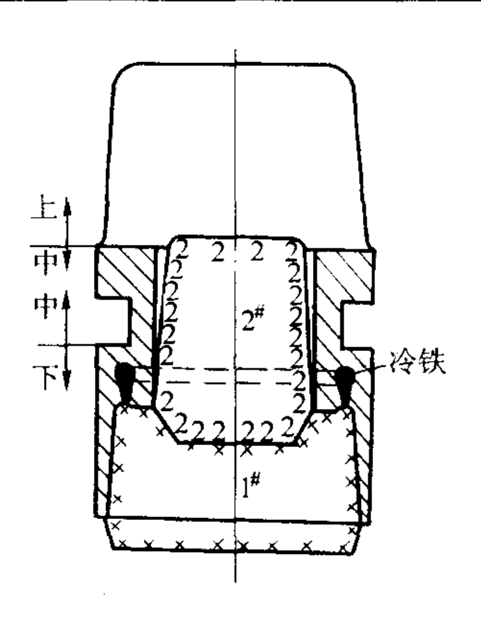


图 4.7-23　双排链轮铸钢件的正确浇注位置

（2）铸件的重要部分应尽量置于下部

铸件下部金属在上部金属的静压力作用下凝固并得到补缩，组织致密。各种机床床身的导轨是关键部位，表面不允许有砂眼、气孔、渣孔、裂纹和缩松等缺陷，而且要求组织致密、均匀，以保证硬度值在规定范围内。因此，尽管导轨面比较肥厚，对于灰铸铁件而言，床身的最佳浇注位置是导轨面朝下，如图 4.7-24 所示。

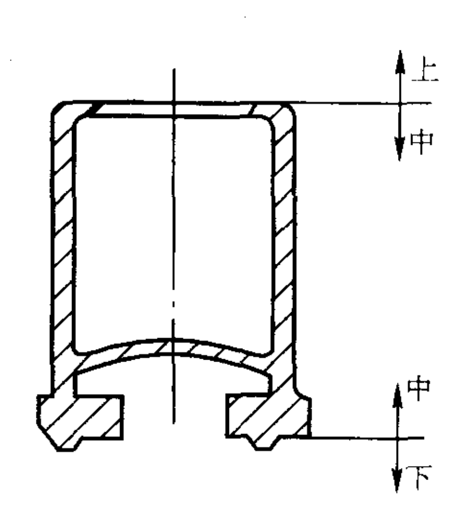


图 4.7-24　铸铁床身的正确浇注位置

（3）重要加工面应朝下或呈直立状态

经验表明，气孔、非金属夹杂物等缺陷多出现在朝上的表面，而朝下的表面或侧立表面通常比较光洁，出现缺陷的可能性小。个别加工表面必须朝上时，应适当放大加工余量，以保证加工后不出现缺陷。铸铁锥齿轮的轮齿是重要加工面和使用面，应将其朝下以保证组织致密，防止产生铸造缺陷，图 4.7-25 示出浇注位置的两种方案。铸钢缸筒和卷筒等圆筒形铸件的重要表面是内、外圆柱面，要求加工后金相组织均匀、无缺陷，其最优浇注位置应是内、外圆柱面呈直立状态（见图 4.7-26）。

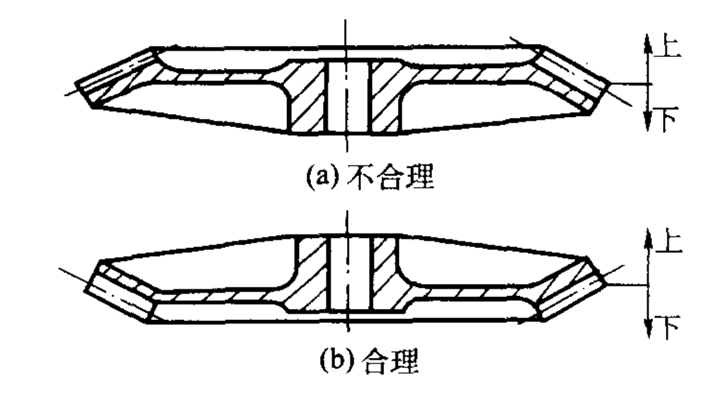


图 4.7-25　直锥齿轮铸铁件的浇注位置

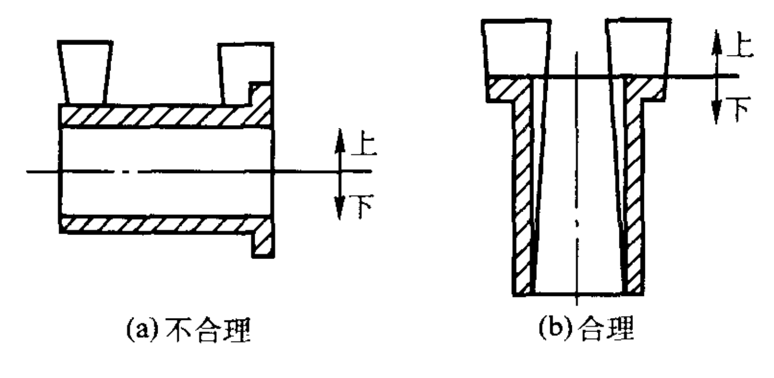


图 4.7-26　起重机卷筒的浇注位置

（4）使铸件的大平面朝下，避免夹砂结疤类缺陷

对于大的平板类铸件，可采用倾斜浇注，以便增大金属液面的上升速度，防止夹砂结疤类缺陷（见图 4.7-27、图 4.7-28）。倾斜浇注时，依砂箱大小，H 值一般控制在 200～400 mm范围内。

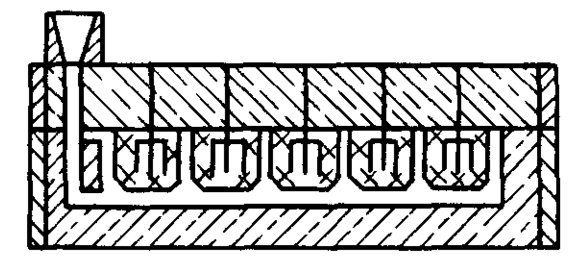


图 4.7-27　具有大平面的铸件正确的浇注位置

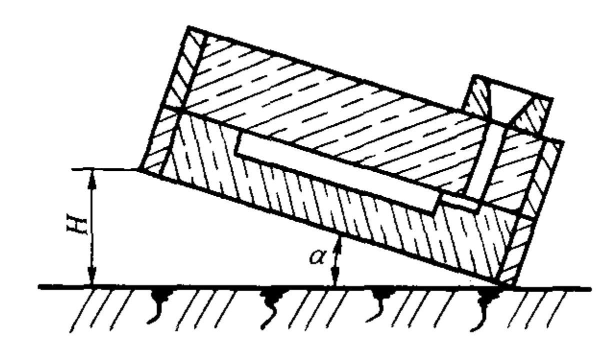


图 4.7-28　大平板类铸件的倾斜浇注

（5）应保证铸件能充满

对具有薄壁部分的铸件，应把薄壁部分放在内浇道以下或置于铸型的下部，以免出现浇不到、冷隔等缺陷。图 4.7-29 为曲轴箱的浇注位置。

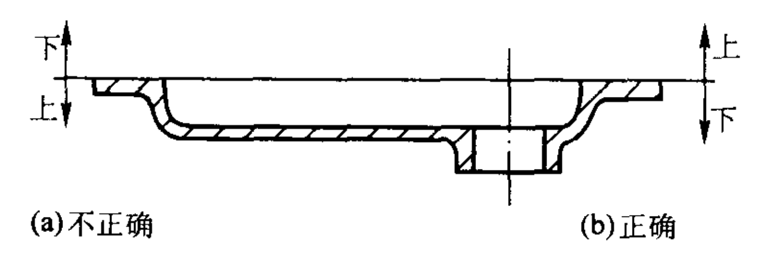


图 4.7-29　曲轴箱的浇注位置

（6）避免用吊砂、吊芯或悬臂式砂芯，便于下芯、合型及检验

经验表明，吊砂在合型、浇注时容易塌箱。向上半型上安放吊芯很不方便。悬臂砂芯不稳固，在金属浮力作用下易偏斜，故应尽力避免。此外，要照顾到下芯、合型和检验的方便（见图 4.7-30），应有利于砂芯的定位和稳固支撑，使排气通畅（见图 4.7-31）。

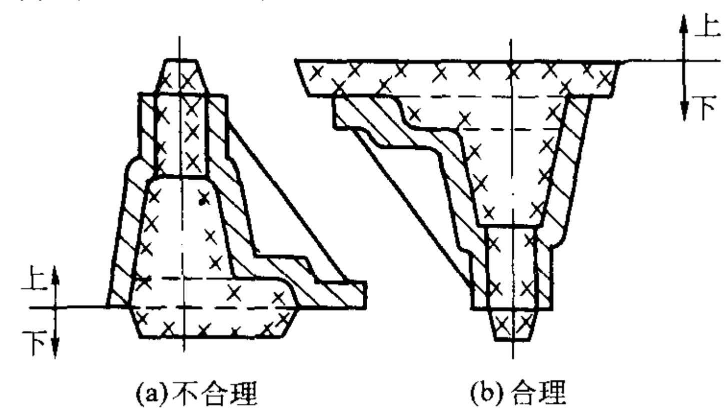


图 4.7-30　便于合型的浇注位置

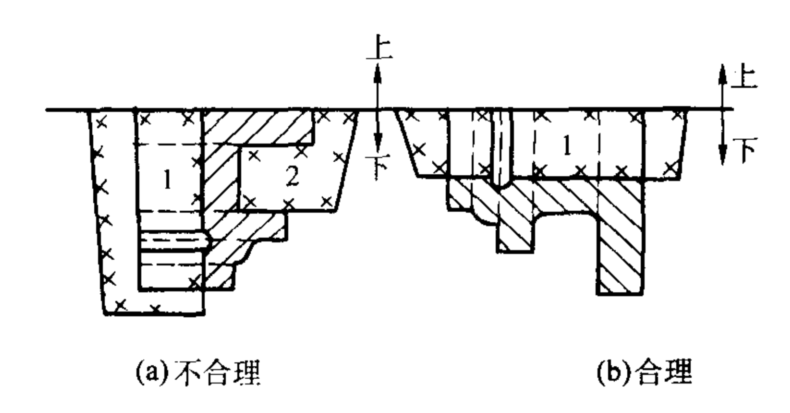


图 4.7-31　避免用悬臂式砂芯的浇注位置

（7）应使合型位置、浇注位置和铸件冷却位置相一致

这样可避免在合型后，或于浇注后再次翻转铸型。翻转铸型不仅劳动量大，而且易引起砂芯移动、掉砂、甚至跑火等缺陷。

只在个别情况下，如单件、小批生产较大的球墨铸铁曲轴时，为了造型方便和加强冒口的补缩效果，常采用横浇竖冷方案。于浇注后将铸型竖立起来，让冒口在最上端进行补缩。当浇注位置和冷却位置不一致时，应在铸造工艺图上注明。

此外，应注意浇注位置、冷却位置与生产批量密切相关。同一个铸件，例如球墨铸铁曲轴，在单件小批生产的条件下，采用横浇、竖冷是合理的。而当大批、大量生产时，则应采用造型、合型、浇注和冷却位置相一致的卧浇、卧冷方案。

2.3　分型面的选择

2.3.1　分型面的定义

分型面是指两半铸型相互接触的表面。除了地面软床造型、明浇的小件和实型铸造法以外，都要选择分型面。

分型面一般在确定浇注位置后再选择。但分析各种分型面的优劣之后，可能重新调整浇注位置。生产中，浇注位置和分型面有时是同时确定的。分型面的优劣，在很大程度上影响铸件的尺寸精度，成本和生产率。应仔细地分析、对比，慎重选择。

图 4.7-32 示出一简单铸件的分型面选择方案。如此简单的铸件可以找出七种不同的分型面，而每种分型方案对铸件都有不同影响：a 方案保证铸件四边和孔同心，飞翅易于去除。b 方案保证内孔和外边平行，飞翅易去除，但很难保证边孔同心。c 方案可使孔内起模斜度值减少 50%，这使得内孔垂直方向所需切削去的金属较少。如果铸件是由难于加工的材料所铸成，则可显出其优点。缺点是可能有错偏。d 和 e 方案类似，只是外边斜度值减少 50%。e 方案的内孔和外壁的起模斜度值都减少 50%，铸件所需金属以及外边孔取直所切去的金属，比任何方案都少。f 方案保证上下两个外边平行于孔的中心线。g 方案则可保证所有 4 个外边面都

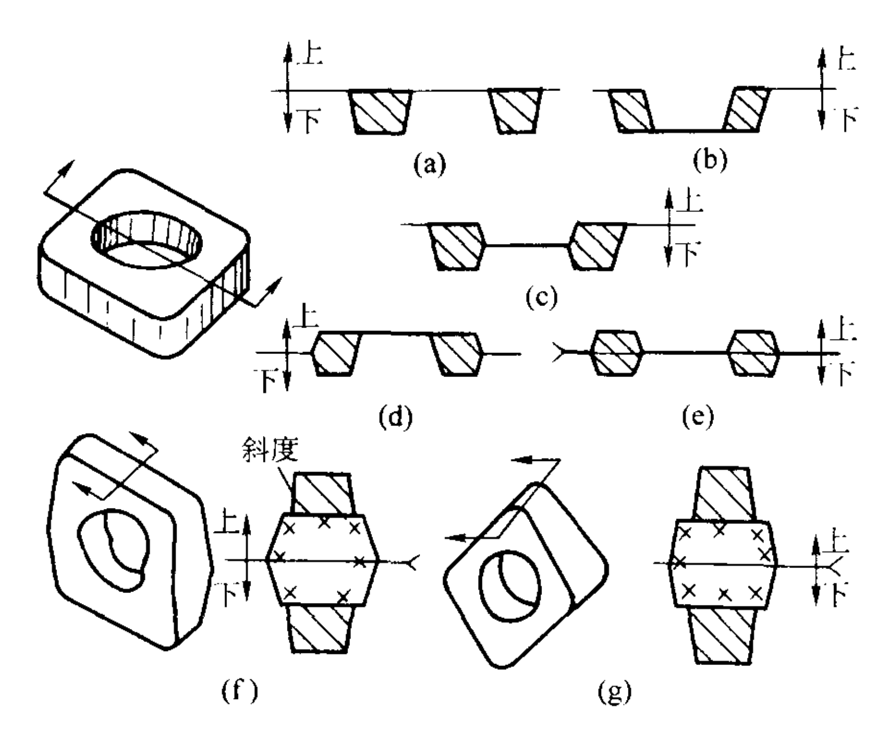


图 4.7-32　带孔六面体的七种分型面方案

平行于孔的中心线。由此可见，任何铸件总能找出几种分型面，而每种方案都有各自特点。只要认真对照、仔细分析，一定会找出一种最适于技术要求和生产条件的分型面。

2.3.2　选择分型面的基本原则

选择分型面时，应注意以下原则。

(1) 应使铸件全部或大部置于同一半型内

为了保证铸件精度，如果做不到上述要求，也应尽可能把铸件的加工面和加工基准面放在同一半型内。

分型面主要是为了取出模样而设置的，但对铸件精度会造成损害。一方面它使铸件产生错偏，这是因合型时错型引起的；另一方面由于合型不严，在垂直分型面方向上增加铸件尺寸。据研究，合型后的分型面总会保持一定“厚度”，在最小的情况下，约为 0.38 mm。这个分型厚度加大了铸件的偏差。因此，凡是铸件上要求严格的尺寸部分，尽量不放在分型面上。

图 4.7-33 为某卡车后轮毂的铸造方案，加工内孔时以 ϕ350 mm 的外圆周定位（基准面）。图 4.7-34 为管子堵头的分型方案，铸件加工时，以四方头中心线为定位基准，加工外圆螺纹。

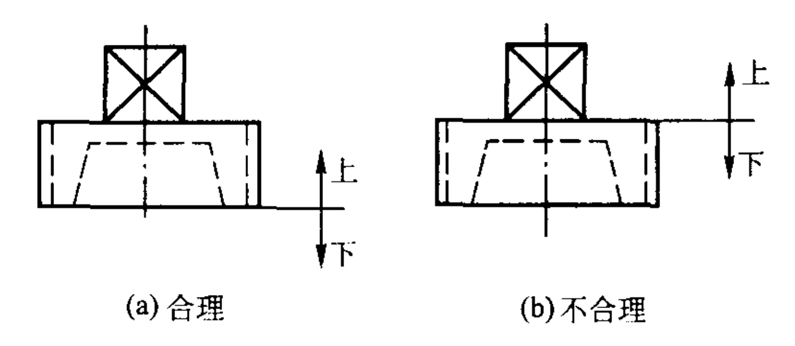


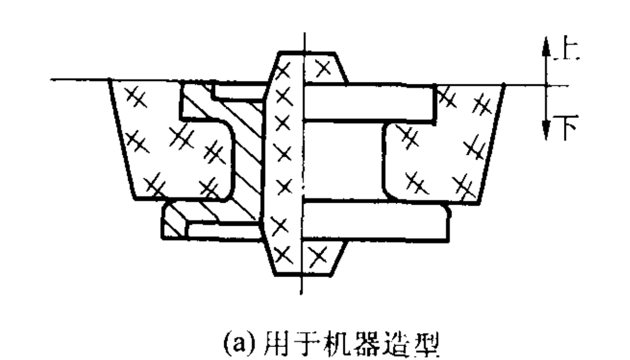
图 4.7-33　后轮毂的分型方案

图 4.7-34　管子堵头分型方案

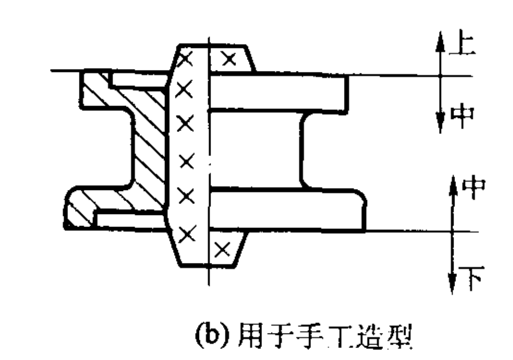
(2) 应尽量减少分型面的数目

分型面少，铸件精度容易保证，且砂箱数目少。但应考虑以下具体条件。

机器造型的中小件，一般只许可一个分型面，以便充分发挥造型机的生产率。凡不能出砂的部位均采用砂芯，而不允许用多分型面或活块（见图 4.7-35a）。但对于大型复杂件，如磨床床身等，采用多分型面的劈箱造型，对于造型、下芯及保证铸件精度等方面却是有益的。这种情况多属于：铸件高大而复杂，采用单分型面使模样很高，起模斜度使铸件形状有较大的改变；砂箱很深，造型不方便；砂芯多而型腔深窄，下芯困难。采用了多分型面的劈箱造型，就可避免这些缺点。虽然总的原则是应尽量减少分型面，但针对具体条件，有时采用多分型面也是有利的。图 4.7-35b 所示，采用两个分型面，对单件生产的手工造型是合理的，因为能省去一个大芯盒的费用。



(a) 用于机器造型



(b) 用于手工造型

图 4.7-35　确定分型面数目的实例

(3) 分型面应尽量选用平面

平直分型面可简化造型过程和模板制造，易于保证铸件精度（见图 4.7-36b）。机器造型中，铸件形状需采用不平分型面时，应尽量选用规则的曲面，如圆柱面、圆锥面或折面。这是因为上、下模底板表面曲度必须精确一致，才能合型严密，这会给模底板加工带来困难；而手工造型时，曲面分型面是用手工切挖型砂来实现的，只是增加了切挖手续。常用此法减少砂芯数目。因此，手工造型中有时采用挖砂造型形成的不平分型面。图 4.7-37 为大手轮的锥面（*ABC-DEF*）分型面，即可用于机器造型，又可用于手工造型。

(4) 分型面通常选在铸件的最大截面处，尽量不使砂箱过高

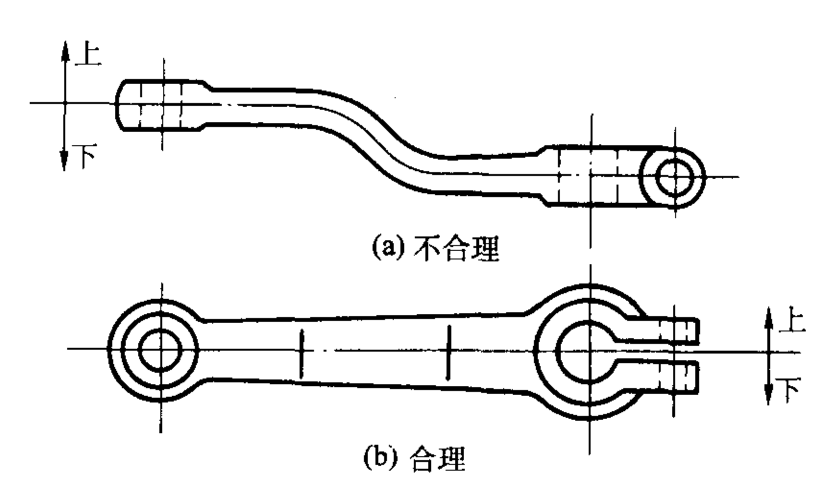


图 4.7-36　起重臂的分型面

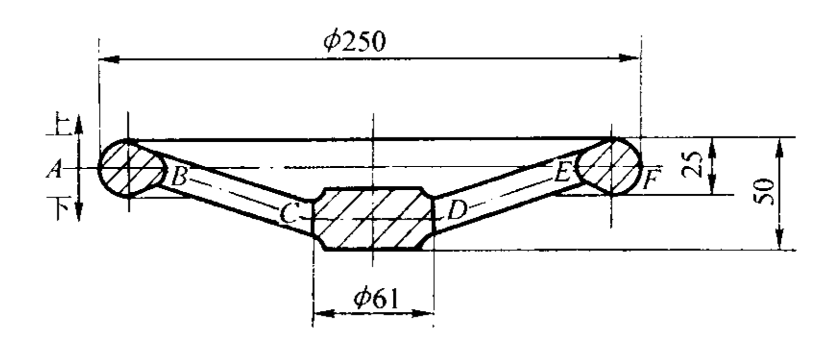


图 4.7-37 为大手轮的锥面（ABCDEF）分型面

高砂箱造型困难，填砂、紧实、起模、下芯都不方便。几乎所有造型机都对砂箱高度有限制。手工造型时，对于大型铸件，一般选用多分型面，即用多箱造型以控制每节砂箱高度，使之不致过高。图 4.7-38 为一大型铸件所选用的分型面。

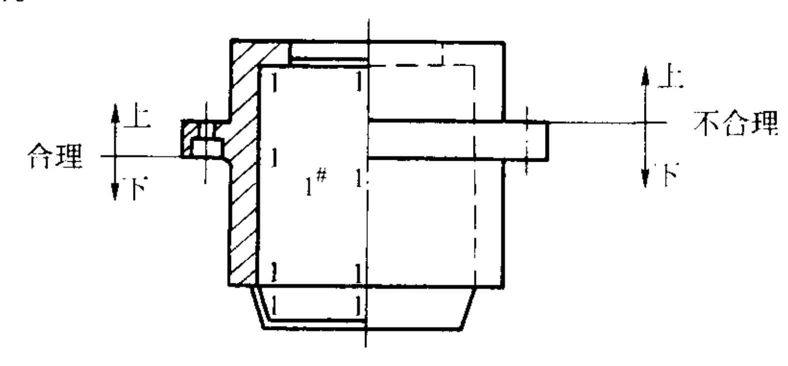


图 4.7-38 合理方案可以避免模样在一箱内过高

（5）便于下芯、合型和检查型腔尺寸

在手工造型中，模样及芯盒尺寸精度不高。在下芯、合型时，造型工需要检查型腔尺寸，并调整砂芯位置，才能保证壁厚均匀。为此，应尽量把主要砂芯放在下半型中。图 4.7-39 为中心距 $a>700$ mm 的减速箱盖的手工造型工艺方案，采用两个分型面的目的就是便于合型时检查尺寸。

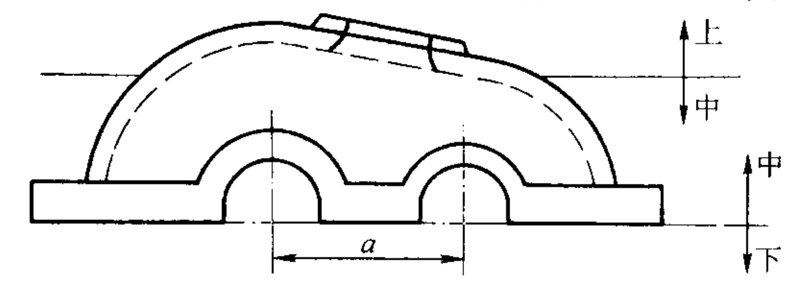


图 4.7-39 减速箱盖手工造型方案

（6）受力件的分型面的选择不应削弱铸件结构强度

图 4.7-40 的方案 b 所示的分型面，合型时如产生微小偏差将改变工字梁的截面积分布，因而有一边的强度会削弱，故不合理。而方案 a 则没有这种缺点。

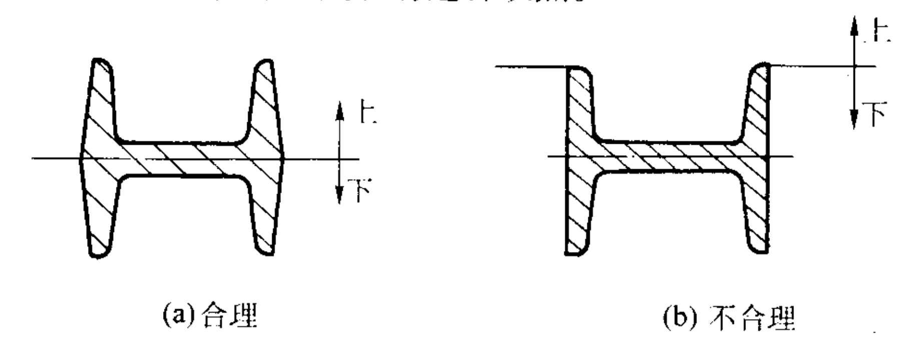


图 4.7-40 工字梁分型面的选择

（7）注意减轻铸件清理和机械加工量

图 4.7-41 是考虑到打磨飞翅的难易而选用分型面的实例。b 方案铸件的中部飞翅将无法打磨。即使改用薄、小砂轮，因飞翅周长较大也很不方便，这在成批、大量生产中，是必须认真对待的问题。

以上简要介绍了选择分型面的原则，这些原则有的相互矛盾和制约。一个铸件应以哪几项原则为主来选择分型面，这需要进行多方案的对比，根据实际生产条件，并结合经验来作出正确的判断，最后选出最佳方案，付诸实施。

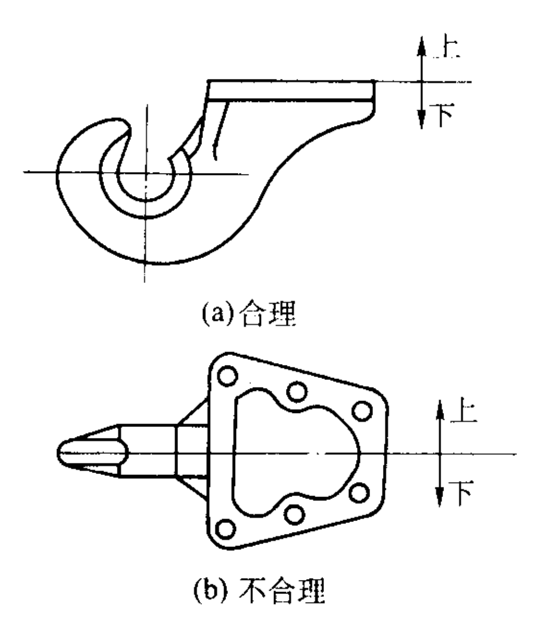


图 4.7-41 吊钩铸件的分型面

2.4 砂箱（型）中铸件数量及排列的确定

（1）砂箱（型）中铸件数量的确定原则

近年来，湿砂自动化造型线的铸型尺寸越来越大，且配备有快换模板、组合模板或多功位的柔性装置，使更换模板很少延误开机时间。这样一来，适应了大、中、小批量的中、小铸件的生产需要。例如：2070 型垂直分型、无箱造型线的砂型尺寸为 1 000 mm × 800 mm × 250 mm/650 mm，HMP-32H 型水平分型、无箱造型线的砂型尺寸为 813 mm × 762 mm × 275 mm/305 mm；

ABK 型静压造型线的砂箱尺寸为 1 200 mm × 1 100 mm × 300 mm/350 mm，Adiabatic 型造型线的砂箱尺寸达 1 500 mm × 1 100 mm × 300 mm/380 mm。因此，经常会遇到一型内布置多个铸件的问题。

砂箱中的铸件数量一般要根据下列因素确定。

1）工艺要求和生产条件（生产批量及相关设备的相互要求和配合）来确定，例如：合理的吃砂量，浇注系统的布置，砂箱有无箱带，箱带的位置与高低等影响砂箱的通用性，柔性自动化造型线的砂箱无有箱带，以便利铸件在型内的排列。

2）在自动化造型生产线上，为了便于配合机械、自动浇注，要求所有铸件直浇道位置一致；又如在采用具有压头的造型机时，为了避免通气针与压头相碰，对所有铸件的通气针位置也有一定的要求等等，也都影响着一箱中铸件的数量与排列。

3）考虑铸件的生产平衡，造型线金属需求量和熔化量的平衡。而这种现象，在单件小批生产中就比较灵活。因此，在工艺设计中必须根据各种条件综合考虑，以确定砂箱中铸件数量。

（2）吃砂量的确定

模样与砂箱壁、箱顶（底）和箱带之间的距离称为吃砂量。吃砂量太小，砂型紧实困难，易引起胀砂、黏砂、掉砂、跑火等缺陷。吃砂量太大，增加型砂用量，经济上又不合理。

影响吃砂量的因素主要有：模样的大小，铸件重量，砂型强度、密度，是否有砂箱，浇注系统、冒口的布置和尺寸等，故在设计时应综合考虑。表 4.7-17 ~ 表 4.7-21 为确定吃砂量的参考值。

模样平均轮廓尺寸可按式（4.7-1）计算

$$A=(L+B)/2 \qquad (4.7\text{-}1)$$

式中，A 为模样平均轮廓尺寸，mm；L 为模样在分型面的最大长度，mm；B 为模样在分型面的最大宽度，mm。

表 4.7-17　按模样平均轮廓尺寸确定的吃砂量　mm

模样平均轮廓尺寸	a	b 和 c	d
滑脱砂箱 ≤400	≥20 30 ~ 50	30 ~ 50 40 ~ 70	一箱中模样高度的一半
400 ~ 700 700 ~ 1 000 1 001 ~ 2 000 2 001 ~ 3 000 3 001 ~ 4 000 > 4 000	50 ~ 70 71 ~ 100 101 ~ 150 151 ~ 200 201 ~ 250 251 ~ 500	70 ~ 90 91 ~ 120 121 ~ 150 151 ~ 200 201 ~ 250 > 250	一箱中模样高度的 0.5 ~ 1.5 倍

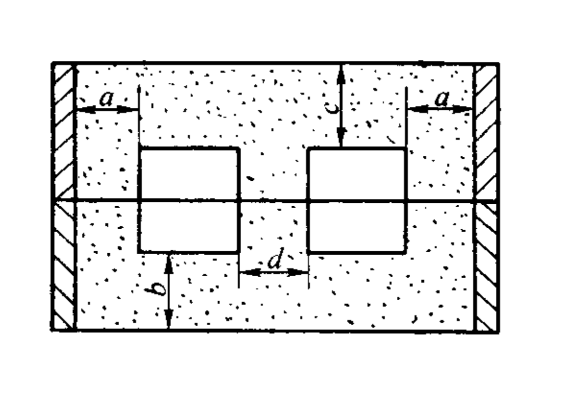


表 4.7-18　按铸件重量确定的吃砂量　mm

铸件重量/kg	a	b	c	d	e	f
< 5	40	40	30	30	30	30
5 ~ 10	50	50	40	40	40	30
11 ~ 20	60	60	40	50	50	30
21 ~ 50	70	70	50	50	60	40
51 ~ 100	90	90	50	60	70	50
101 ~ 250	100	100	60	70	100	60
251 ~ 500	120	120	70	80	—	70
501 ~ 1 000	150	150	90	90	—	120
1 001 ~ 2 000	200	200	100	100	—	150
2 001 ~ 3 000	250	250	125	125	—	200
3 001 ~ 4 000	275	275	150	150	—	225
4 001 ~ 5 000	300	300	175	175		250
5 001 ~ 10 000	350	350	200	200		250
> 10 000	400	400	250	250		250

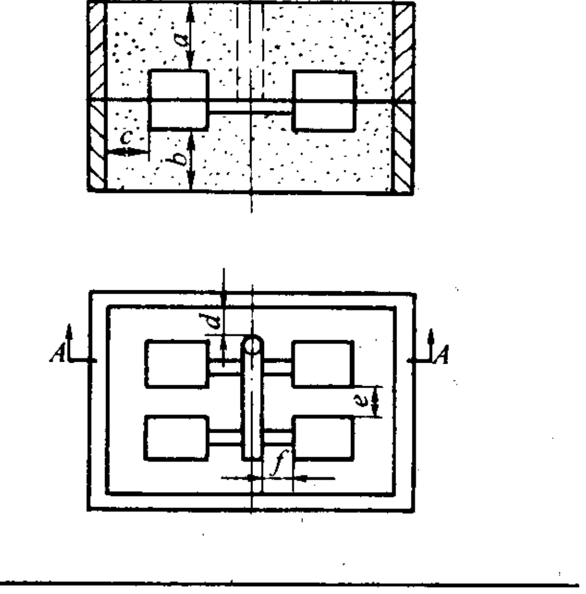


表 4.7-19　手工造型的吃砂量　mm

砂型分类	砂箱内框平均尺寸（长 + 宽）/2	模样至砂箱内壁尺寸	浇冒口至砂箱内壁尺寸	模样顶部至砂箱箱带底部尺寸
干型	≤500 > 500 ~ 1 000 > 1 000 ~ 2 000 > 2 000 ~ 3 000 > 3 000	≥40 ~ 60 > 60 ~ 100 > 100 ~ 150 > 150 ~ 200 ≥250	≥30 ≥60 ≥100 ≥120 ≥150	15 ~ 20 > 20 ~ 25 > 25 ~ 30 > 30 ~ 40 > 40
湿型	≤300 > 300 ~ 800 > 800	> 30 ≥60 ≥100	≥40 ≥100 ≥100	≥30 ≥50 ≥70

表 4.7-20　高压造型模样的吃砂量　mm

模样高度	模样间距	模样与砂箱壁距离	备　注
≤25 > 25 ~ 50 > 50	25 ~ 30 31 ~ 50 51 ~ 70	40 ~ 50 45 ~ 60 50 ~ 70	薄壁件取下限值，厚实件取上限值

表 4.7-21　依模样高度的吃砂量最小值　mm

模样高	8	10	15	25	30	35	40	50	60	70	90	120
吃砂量	15	18	20	24	26	28	32	35	38	40	45	50

在实际生产中，吃砂量的大小应根据具体生产条件（如紧实方法、加砂方式、模样几何形状等）对表中数值予以适当调整。例如：高压造型比其他造型方法的吃砂量要大一些。表 4.7-20 为国内某厂高压造型吃砂量的经验数据。静压造型的吃砂量比其他造型方法的小一些。例如：震击造型模样高度与砂箱边缘吃砂量的比为 1.5:1，而静压造型为 3:1。

树脂砂型吃砂量比普通砂型小，模样与砂箱壁距离可取 20 ~ 50 mm，上、下面距离取 50 ~ 100 mm。

此外，还必须对上箱顶面到铸件顶面的吃砂量认真核定，此距离过小则容易冲砂、跑火；过大容易产生气孔、浇不到或冷隔等缺陷。

(3) 铸件在砂箱中的排列

一箱中生产多个同种铸件时，最好对称排列，这样做可使金属液作用于上砂型的抬型力均匀，也有利于浇注系统的安排，同时可充分利用砂箱面积。图 4.7-42 为正时齿轮室盖铸件在砂箱中排列的实例。为了找出最合理的铸件排列方案，在做模板布置图时，可用计算机把模样的外廓投影形状在砂箱内试摆，以确定合理的铸件数量及其在模板上的位置。这种方法既适合于利用原有砂箱。又适合于设计新砂箱。

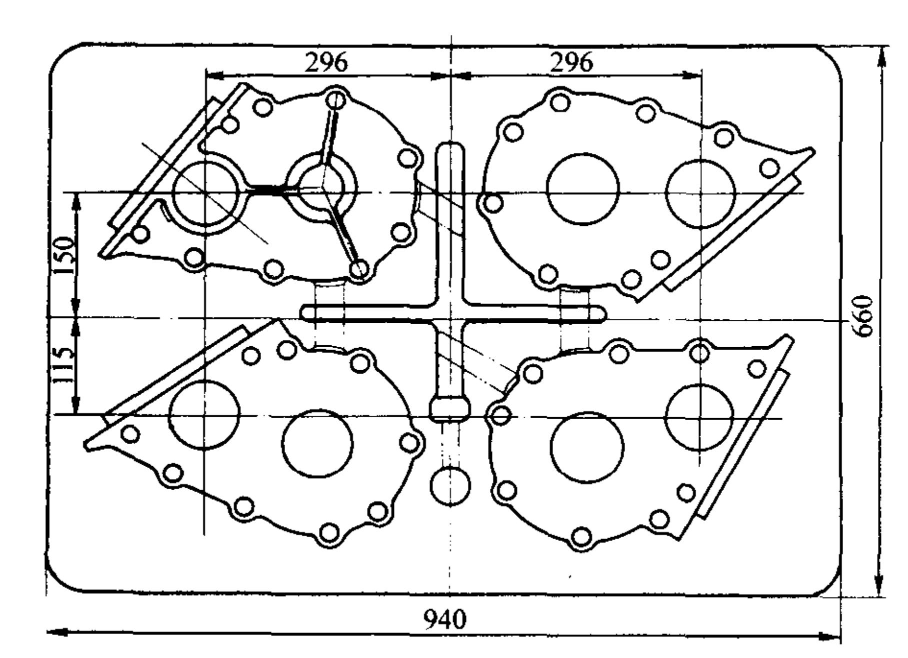


图 4.7-42　CA141 正时齿轮室盖铸件在砂箱中的排列

在同一型内生产两种或两种以上铸件的模板，称为混合模板。

在采用混合模板时，不同名铸件材质（牌号）应相同，还要注意以下几点：

1）铸件的壁厚相近，高度的差异小。以便适用同样的浇注温度和浇注时间。

2）要满足铸件最小吃砂量的要求，不影响浇注系统的正确布置。

3）在满足生产纲领的要求下，混合模板的几种铸件其所需的箱数应相近，以便于生产组织。因各种铸件的生产批量和废品率不同，因而常出现一种铸件不足，而另一种铸件过剩的局面。为此，可采用快换组合模板，以适应多品种批量生产的需要。更换模板时，可只更换模板中的一部分，既克服了生产不平衡问题，又可充分利用模板面积，其缺点是由于增加了快换组合模板与模底板之间的定位误差，铸件的尺寸精度受到一定的影响。

3　工艺设计参数

铸造工艺设计参数（简称工艺参数）通常是指铸造工艺设计时需要确定的某些数据，这些工艺数据一般都与模样及芯盒尺寸有关，即与铸件的精度有密切关系，同时也与造型、制芯、下芯及合型的工艺过程有关。这些工艺设计参数是：铸造收缩率（缩尺）、机械加工余量、起模斜度、最小铸出孔的尺寸、工艺补正量、工艺肋、反变形量、非加工壁厚的负裕量、分型负数、砂芯负数（砂芯减量）等。工艺参数选取得准确、合适，才能保证铸件尺寸（形状）精确，使造型、制芯、下芯、合型方便，提高生产率，降低成本。工艺参数选取不准确，则铸件精度降低，甚至因尺寸超过公差要求而报废。由于工艺参数的选取与铸件尺寸、重量、验收条件有关，因此把铸件的尺寸和重量公差也在此讨论。

这些工艺参数，除铸造收缩率、机械加工余量和起模斜度以外，其余的都只用于特定的条件下。下面着重介绍这些工艺参数的概念和应用条件。

3.1　铸件尺寸公差

铸件尺寸公差是指铸件各部分允许的极限偏差。在这个两允许极限尺寸之内铸件可满足加工、装配和使用的要求。

铸件的尺寸精度取决于工艺设计及工艺过程控制的严格程度，其主要影响因素有：铸件结构复杂程度；铸件设计及铸造工艺设计水平；造型、制芯设备及工装设备的精度和质量；造型、制芯材料的性能和质量；铸造金属和合金种类；铸件热处理工艺；铸件清理质量；铸件表面粗糙度和表面质量；铸造厂（车间）的管理水平等。铸件尺寸精度要求越高，对因素的控制也应越严格，铸件生产成本相应地也要有所提高。必须有科学的标准来协调供、需双方的要求。

我国的铸件尺寸公差标准 GB/T 6414—1999 等效采用 ISO 8062—1994 第2版《铸件尺寸公差制》。它是设计和检验铸件尺寸的依据，具体规定了砂型铸造、金属型铸造、低压铸造、压力铸造、熔模铸造等方法生产的各种铸造金属及合金的铸件尺寸公差，包括铸件基本尺寸公差值。所规定的公差是指正常生产条件下通常能达到的公差，由精到粗分为16级，命名为 CT1 到 CT16（CT 是 Casting Tolerances 之缩写）。铸件尺寸公差等级比例系数：CT1 ~ CT13，采用$\sqrt{2}$。CT13 ~ CT16，采用$\sqrt[3]{2}$。铸件尺寸公差数值见表 4.7-22。

表 4.7-22　铸件尺寸公差数值（摘自 GB/T 6414—1999）　　mm

基本尺寸		铸件尺寸公差等级 CT①															
大于	至	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13②	14②	15②	16②③
—	10	0.09	0.13	0.18	0.26	0.36	0.52	0.74	1	1.5	2	2.8	4.2				
10	16	0.1	0.14	0.2	0.28	0.38	0.54	0.78	1.1	1.6	2.2	3.0	4.4				
16	25	0.11	0.15	0.22	0.30	0.42	0.58	0.82	1.2	1.7	2.4	3.2	4.6	6	8	10	12
25	40	0.12	0.17	0.24	0.32	0.46	0.64	0.9	1.3	1.8	2.6	3.6	5	7	9	11	14
40	63	0.13	0.18	0.26	0.36	0.50	0.70	1	1.4	2	2.8	4	5.6	8	10	12	16
63	100	0.14	0.20	0.28	0.40	0.56	0.78	1.1	1.6	2.2	3.2	4.4	6	9	11	14	18
100	160	0.15	0.22	0.30	0.44	0.62	0.88	1.2	1.8	2.5	3.6	5	7	10	12	16	20
160	250		0.24	0.34	0.50	0.72	1	1.4	2	2.8	4	5.6	8	11	14	18	22
250	400			0.40	0.56	0.78	1.1	1.6	2.2	3.2	4.4	6	9	12	16	20	25
400	630				0.64	0.9	1.2	1.8	2.6	3.6	5	7	10	14	18	22	28
630	1 000				0.72	1	1.4	2	2.8	4	6	8	11	16	20	25	32
1 000	1 600				0.80	1.1	1.6	2.2	3.2	4.6	7	9	13	18	23	29	37
1 600	2 500							2.6	3.8	5.4	8	10	15	21	26	33	42
2 500	4 000								4.4	6.2	9	12	17	24	30	38	49
4 000	6 300									7	10	14	20	28	35	44	56
6 300	10 000										11	16	23	32	40	50	64

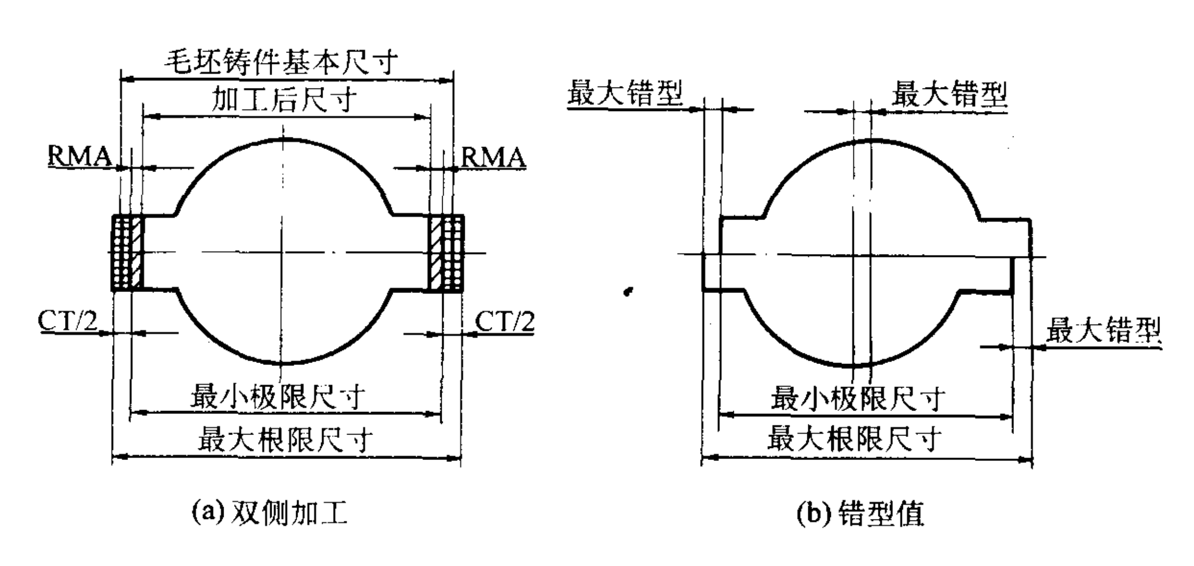
① 在等级 CT1 ~ CT15 中对壁厚采用粗一级公差。

② 对于不超过 16 mm 的尺寸，不采用 CT13 ~ CT16 的一般公差，对于这些尺寸应标注个别公差。

③ 等级 CT16 仅适用于一般公差规定为 CT15 的壁厚。

GB/T 6414—1999 中规定了成批和大量生产、小批和单件生产铸件的尺寸公差等级（见表 4.7-25、表 4.7-26 中的数字）以便选用。一种铸造方法所得到的尺寸精度如何，与生产过程的许多因素有关，其中包括：铸件结构的复杂性，模具的类型和精度，铸件材质的合金种类和成分，造型材料的种类和质量，技术和操作水平等。对成批大量生产的铸件，可以通过对设备和工装的改进、调整和维修，严格工艺过程的管理，提高操作水平等措施，得到比表 4.7-25 更高的公差等级；对小批和单件生产的铸件，不适当地采用过高的工艺要求来提高公差等级，通常是不经济的。

铸件基本尺寸即铸件图上给定的尺寸，应包括要求的机械加工余量及公差的 1/2。公差带应对称分布（见图 4.7-43）。有特殊要求时，也可非对称布置，并应在图样上注明或技术文件中规定。壁厚尺寸公差一般可降低一级，例如，图样上一般尺寸公差为 CT10 级，则壁厚尺寸公差为 CT11 级。在图样采用公差等级代号标注，如 GB/T 6414—CT10。当要限制错型值时，应标出最大错型值，如 GB/T 6414—1999—最大错型值 1.0。



(a) 双侧加工　　(b) 错型值

图 4.7-43　加工余量和尺寸公差的关系

3.2　铸件重量公差

铸件重量公差定义为以占铸件公称重量的百分率为单位的铸件重量变动的允许值。所谓公称重量是包括加工余量和其他工艺余量，作为衡量被检验铸件轻重的基准重量。GB/T 11351—1989 规定了铸件重量公差的数值、确定方法及检验规则，与 GB/T 6414—1986《铸件尺寸公差》配套使用。重量公差代号用字母“MT”（Mass Tolerances 之缩写）表示。重量公差等级和尺寸公差等级相对应，由精到粗也分为 16 级，从 MT1 ~ MT16。铸件重量公差数值见表 4.7-23。

表 4.7-23　铸件重量公差数值　　%

公称重量/kg		重量公差等级 MT															
大于	至	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
	0.4		5	6	8	10	12	14	16	18	20	24					
0.4	1		4	5	6	8	10	12	14	16	18	20	24				
1	4		3	4	5	6	8	10	12	14	16	18	20	24			
4	10		2	3	4	5	6	8	10	12	14	16	18	20	24		
10	40			2	3	4	5	6	8	10	12	14	16	18	20	24	
40	100				2	3	4	5	6	8	10	12	14	16	18	20	24
100	400					2	3	4	5	6	8	10	12	14	16	18	20
400	1 000						2	3	4	5	6	8	10	12	14	16	18
4 000	10 000								2	3	4	3	6	8	10	12	14
10 000	40 000									2	3	4	5	6	8	10	12

注：表中重量公差数值为上、下偏差之和，即一半为上偏差，一半为下偏差。

铸件公称重量可用如下方法确定：成批和大量生产时，从供需双方共同认定的首批合格铸件中随机抽取不少于 10 件，以实称重量的平均值作为公称重量；小批和单件生产时，以计算重量或供需双方共同认定的任一合格铸件的实称重量作为公称重量。

GB/T 11351—1989 所适用的铸造方法和重量公差等级的选用，与 GB/T 6414—1986 的要求相一致，即尺寸公差按 CT10 级，则重量公差按 MT10 级要求。一般情况下，重量公差的上下偏差相同。特殊要求由供需双方商定，但应在图样或技术文件中注明。要求较高时，下偏差等级可比上偏差等级小两级。标注方法如：GB/T 11351—1989MT10，GB/T 11351—1989MT10/8（斜线左边数字表示上偏差等级，右边数字表示下偏差等级）。

3.3　机械加工余量

铸件为保证其加工面尺寸和零件精度，应有加工余量，即在铸件工艺设计时预先增加的，而后在机械加工时又被切去的金属层厚度，称为机械加工余量，简称加工余量。加工余量过大，浪费金属和加工工时；过小，降低刀具寿命，不能完全去除铸件表面缺陷，达不到设计要求。图 4.7-44 示出加工余量和铸件尺寸公差之间的关系。铸件尺寸公差越小（精度高），加工余量可越小。影响加工余量大小的主要因素有：铸造合金种类、铸造工艺方法、生产批量、设备及工装的水平等与铸件尺寸精度有关的因素；加工表面所处的浇注位置（顶、底、侧面）；铸件基本尺寸的大小和结构等。

GB/T 11350—1999《铸件尺寸公差与机械加工余量》标准中规定：要求的机械加工余量 RMA 适用于整个毛坯铸件，且该值应根据最终机械加工后成品铸件的最大轮廓尺寸和相应的尺寸范围来选取。要求的加工余量的代号用字母 RMA（Required Machining Allowances）表示。要求的加工余量等级由精到粗分为 A、B、C、D、E、F、G、H、J 和 K 共 10 个等级。要求的加工余量的数值列在表 4.7-24 中，推荐用于各种铸造合金和铸造方法，仅作为参考资料用。要求的加工余量的等级推荐从表 4.7-25 和表 4.7-26 中选用。

此外，根据生产经验，相对于浇注位置铸件顶面的加工余量应比底面、侧面的加工余量大。孔的加工余量与顶面的等级相同。一般情况下，一种铸件只选用一个尺寸公差等级和一个要求的加工余量等级。特殊需要时，需由供需双方商定。

选取加工余量的图例见表 4.7-27 插图。零件材质为灰铸铁，手工造型，大批生产。尺寸公差为 CT11 ~ CT14 级，要求的加工余量等级为 F ~ H 级。选取结果如表 4.7-27 所示。标注方法：加工余量按 GB/T 11350—CT12—RMA7（H）。

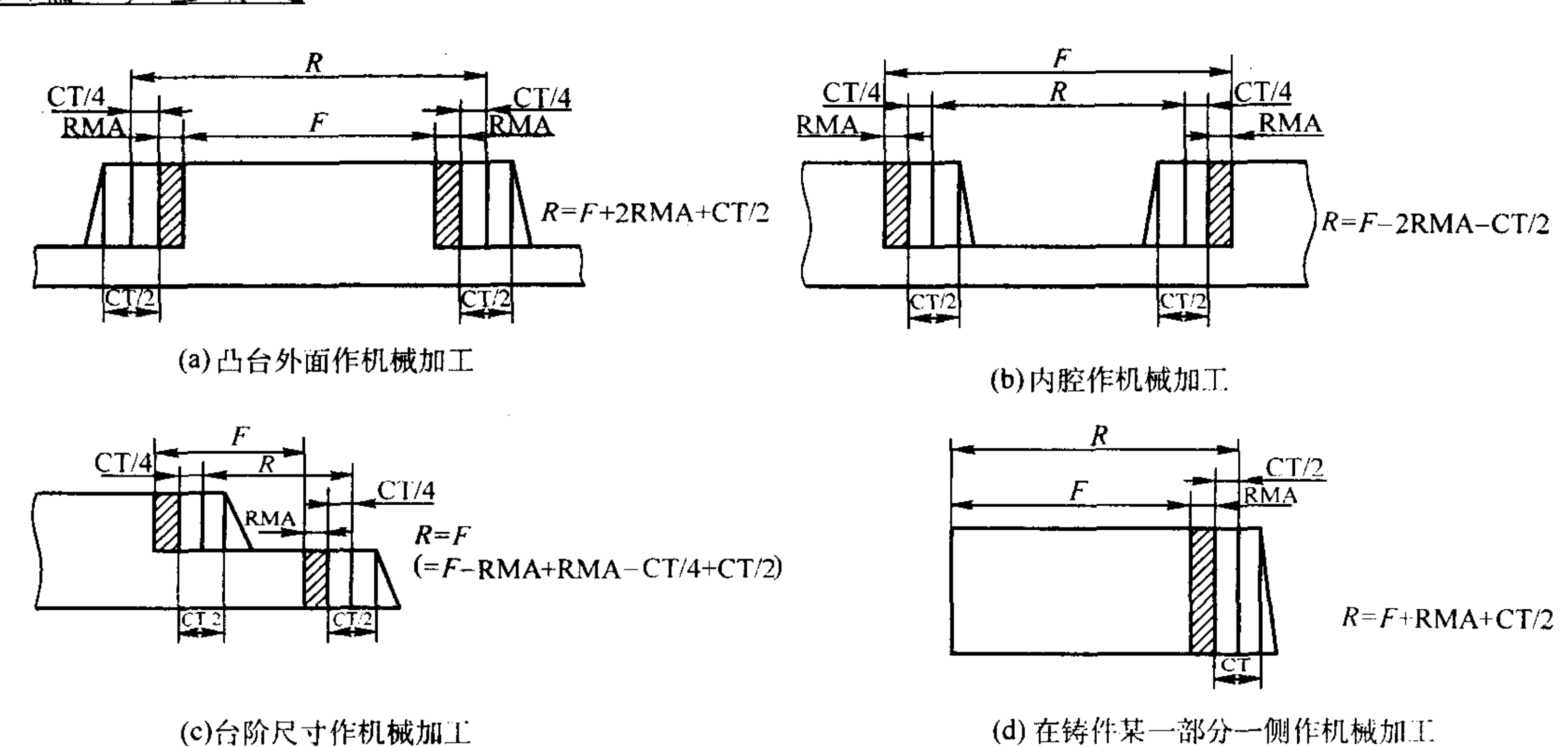


图 4.7-44 不同情况下铸件要求的机械加工余量和铸件尺寸的关系

R—铸件毛坯的基本尺寸；F—最终加工后的尺寸；RMA—要求的机械加工余量；CT—铸件公差

表 4.7-24 要求的铸件机械加工余量 RMA（摘自 GB/T 6414—1999） mm

最大尺寸①		要求的机械加工余量等级									
大于	至	A②	B②	C	D	E	F	G	H	J	K
	40	0.1	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.5	0.7	1	1.4
40	63	0.1	0.2	0.3	0.3	0.4	0.5	0.7	1	1.4	2
63	100	0.2	0.3	0.4	0.5	0.7	1	1.4	2	2.8	4
100	160	0.3	0.4	0.5	0.8	1.1	1.5	2.2	3	4	6
160	250	0.3	0.5	0.7	1	1.4	2	2.8	4	5.5	8
250	400	0.4	0.7	0.9	1.3	1.4	2.5	3.5	5	7	10
400	630	0.5	0.8	1.1	1.5	2.2	3	4	6	9	12
630	1 000	0.6	0.9	1.2	1.8	2.5	3.5	5	7	10	14
1 000	1 600	0.7	1	1.4	2	2.8	4	5.5	8	11	16
1 600	2 500	0.8	1.1	1.6	2.2	3.2	4.5	6	9	14	18
2 500	4 000	0.9	1.3	1.8	2.5	3.5	5	7	10	14	20
4 000	6 300	1	1.4	2	2.8	4	5.5	8	11	16	22
6 300	10 000	1.1	1.5	2.2	3	4.5	6	9	12	17	24

① 最终机械加工后铸件的最大轮廓尺寸。

② 等级 A 和 B 仅用于特殊场合，例如：在采购方与铸造厂已就夹持面和基准面或基准目标商定模样装备、铸造工艺和机械加工工艺的成批生产的情况下。

表 4.7-25 与毛坯铸件尺寸公差配套使用典型的 RMA 等级

工艺方法	铸件尺寸公差等级 CT/要求的加工余量等级 RMA								
	铸钢	灰铸铁	球墨铸铁	可锻铸铁	铜合金	锌合金	轻金属合金	镍基合金	钴基合金
砂型铸造手工造型	11~14 / G~K	11~14 / F~H	11~14 / F~H	10~14 / F~H	10~13 / F~H	10~13 / F~H	9~12 / F~H	11~14 / G~K	11~14 / G~K
砂型机器造型及壳型	8~12 / E~H	8~12 / E~G	8~12 / E~G	8~12 / E~G	8~10 / E~G	8~10 / E~G	7~9 / E~G	8~12 / F~H	8~12 / F~H
金属型（低压、重力）铸造		8~10 / D~F	8~10 / D~F	8~10 / D~F	8~10 / D~F	7~9 / D~F	7~9 / D~F		
压力铸造					6~8 / B~D	4~6 / B~D	4~7 / B~D		

续表 4.7-25

工艺方法		铸件尺寸公差等级 CT/要求的加工余量等级 RMA								
		铸钢	灰铸铁	球墨铸铁	可锻铸铁	铜合金	锌合金	轻金属合金	镍基合金	钴基合金
熔模铸造	水玻璃	7~9/E	7~9/E	7~9/E		5~8/E		5~8/E	7~9/E	7~9/E
	硅溶胶	4~6/E	4~6/E	4~6/E		4~6/E		4~6/E	4~6/E	4~6/E

注：1. 表中的数字（分子），表示铸件尺寸公差等级；字母（英文）则表示加工余量等级。例如：11~13/H，表示铸件尺寸公差、铸件重量公差为 CT11~CT13 级，加工余量为 H 级。
2. 本标准还适于本表未列出的由铸造厂与采购方之间协议商定的工艺与材料。

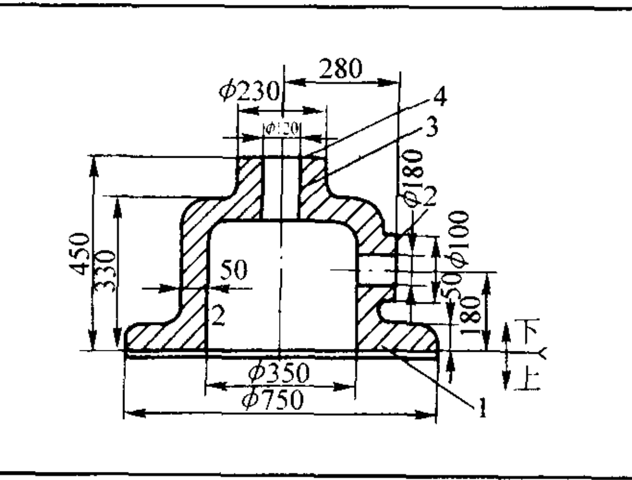
表 4.7-26　用于小批和单件生产的铸件尺寸公差等级（<500 件/年）

方　法	造型材料	公差等级 CT							
		铸钢	灰铸铁	球墨铸铁	可锻铸铁	铜合金	轻金属合金	镍基合金	钴基合金
砂型铸造手工造型	黏土砂	11~14	11~14	11~14	11~14	11~13	9~12	11~14	11~14
	化学黏结剂砂	8~12	8~12	8~12	8~12	8~12	7~9	8~12	8~12

注：表中所给的铸件公差等级，适用于大于 25 mm 的基本尺寸。对于小于 25 mm 的基本尺寸，通常采用下述公差等级：对小于 10 mm 的尺寸，精度可提高 1~3 级；对 10~16 mm 尺寸，精度可提高 1~2 级；16~25 mm，精度提高 1 级。

表 4.7-27　选取要求的加工余量图例

序号	铸件最大尺寸/mm	RMA 等级	RMA 数值/mm	说　明
1	750	H	7	上表面
2	750	G	5	侧面
3	750	G	5	孔
4	750	F	3.5	底面



3.4　铸造收缩率（模样放大率、缩尺）

铸造收缩率 K 的定义是

$$K = [(L_M - L_J)/L_J] \times 100\% \qquad (4.7\text{-}2)$$

式中，L_M 为模样（或芯盒）工作面的尺寸；L_J 为铸件尺寸。

铸造收缩率受许多因素的影响。例如，合金的种类及成分、铸件冷却、收缩时受到阻力的大小、冷却条件的差异等，因此，要十分准确地给出铸造收缩率是很困难的。

铸造工艺设计时，通过铸造收缩率 K 来确定模样和芯盒的工作尺寸。例如某铸件图样尺寸为 1 000 mm，若 K 值选定为 1%，则模样尺寸为 1 010 mm。但是，如果由于铸件结构、砂芯、砂型等因素使得铸件实际收缩率为 0.8%，则用 1 010 mm 模样所铸出的铸件尺寸实际约为 1 001.9 mm，比图样要求尺寸大 1.9 mm，因此，必须正确地选定铸造收缩率。对于大量生产的铸件，一般应在试生产过程中，对铸件多次划线，测定铸件各部位的实际收缩率，反复修改木模，直至铸件尺寸符合铸件图样要求。然后再依实际铸造收缩率设计制造金属模。对于单件、小批生产的大型铸件，铸造收缩率的选取必须有丰富的经验，同时要结合使用工艺补正量，适当放大加工余量等措施来保证铸件尺寸达到合格。

表 4.7-28 列出各种铸造合金铸件的铸造收缩率值，可供选用时参考（表左：中国机械工程学会资料，表右：美国铸造学会资料）。

表 4.7-28　各种铸造合金铸件的铸造收缩率

合　金	收缩率/%		合　金	模样尺寸 l/mm	结构形式	收缩率/%
	自由收缩	受阻收缩				
灰铸铁：中小型件	1.0	0.9	灰铸铁（见注 2）	<610	无芯	1.04
中大型件	0.9	0.8		635~1 220	无芯	0.83
特大型件	0.8	0.7		>1 220	无芯	0.69
筒形件：长度方向	0.9	0.8		<610	有芯	1.04
直径方向	0.7	0.5		635~910	有芯	0.83
孕育铸铁：HT250	1.0	0.8		>910	有芯	0.69
HT300	1.0	0.8				
HT350	1.5	1.0				

续表 4.7-28

合金	收缩率/% 自由收缩	收缩率/% 受阻收缩
白口铁	1.75	1.5
黑心可锻铸铁		
壁厚 > 25 mm	0.75	0.5
壁厚 < 25 mm	1.0	0.75
白心可锻铸铁	1.75	1.5
球墨铸铁		
珠光体	0.9 ~ 1.1	0.6 ~ 0.8
铁素体	0.8 ~ 1.0	0.4 ~ 0.6
铸钢		
碳钢及低合金钢	1.6 ~ 2.0	1.3 ~ 1.7
含铬高合金钢	1.3 ~ 1.7	1.0 ~ 1.4
铁素体 - 奥氏体钢	1.8 ~ 2.2	1.5 ~ 1.9
奥氏体钢	2.0 ~ 2.3	1.7 ~ 2.0
非铁合金		
铝 - 硅合金	1.0 ~ 1.2	0.8 ~ 1.0
铝 - 镁合金	1.3	1.0
铝 - 铜合金 (w(Cu) = 75% ~ 12%)	1.6	1.4
镁合金	1.6	1.2
锌黄铜	1.8 ~ 2.0	1.5 ~ 1.7
硅黄铜	1.7 ~ 1.8	1.6 ~ 1.7
锰黄铜	2.0 ~ 2.3	1.8 ~ 2.0
锡青铜	1.4	1.2
无锡青铜	2.0 ~ 2.2	1.6 ~ 1.8

合金	模样尺寸/mm	结构形式	收缩率/%
可锻铸铁（见注3）	壁厚/mm		
	1.6		1.43
	3.17		1.30
	4.76		1.23
	6.35		1.18
	9.52		1.04
	12.7		0.91
	15.87		0.78
	19.5		0.65
	22.2		0.39
	25.4		0.26
珠光体铸态球墨铸铁			0.83 ~ 1.25
珠光体球墨铸铁	< 610		0.83 ~ 1.04
热处理为铁素体	< 305		0
薄壁球墨铸铁	退火前有碳化物		收缩 0.83 ~ 0.42
	退火后		膨胀
碳铸钢	< 610	无芯	2.08
	635 ~ 1 830	无芯	1.56
	> 1 830	无芯	1.30
	< 460	有芯	2.08
	480 ~ 1 220	有芯	1.56
	1 245 ~ 1 680	有芯	1.30
	> 1 680	有芯	1.04
铝合金	< 1 220	无芯	1.30
	1 245 ~ 1 830	无芯	1.18
	> 1 830	无芯	1.04
	< 610	有芯	1.30
	635 ~ 1 220	有芯	1.18 ~ 1.04
	> 1 220	有芯	1.04 ~ 0.52
镁合金（见注4）	< 1 220	无芯	1.43
	> 1 220	无芯	1.30
	< 610	有芯	1.30
	> 610	有芯	1.30 ~ 1.04
黄铜			1.56
青铜			1.04 ~ 2.08
硅青铜			1.04 ~ 1.56
锰青铜（高强黄铜）			0.83 ~ 1.56
铝青铜			2.34
锌合金			1.18

备注：

1）通常简单的厚实铸件可视为自由收缩。其余均视受阻收缩。视其受阻程度，选用适宜的铸造收缩率

2）同一铸件由于结构上的原因，其局部与整体，长、宽、高三个方向的收缩率可能不一致，对重要铸件应给予不同铸造收缩率

3）铸型种类和紧实度，对球墨铸铁的收缩率有很大影响。有的工厂在用湿型生产小件时，有时不留缩尺（铸造收缩率取零）

4）湿型、水玻璃砂型的铸件，其铸造收缩率应比干砂型大

1）铸造收缩率随铸件结构、合金种类、浇注温度以及型（芯）的阻力不同而变化。对于一个简单模样上的不同尺寸也必须使用几种不同的铸造收缩率

2）普通灰铸铁的标准模样缩尺是 1.04%（1/8 in/ft）。对于高强度合金铸铁和白口铸铁，铸造收缩率约为 1.30%（5/32 in/ft）

3）所给出的可锻铸铁件铸造收缩率算法如下：例如：当铸态时，白口铸铁件收缩 2.08%（1/4 in/ft）。退火期间又膨胀约 1.04%，最后净剩铸造收缩率 1.04%

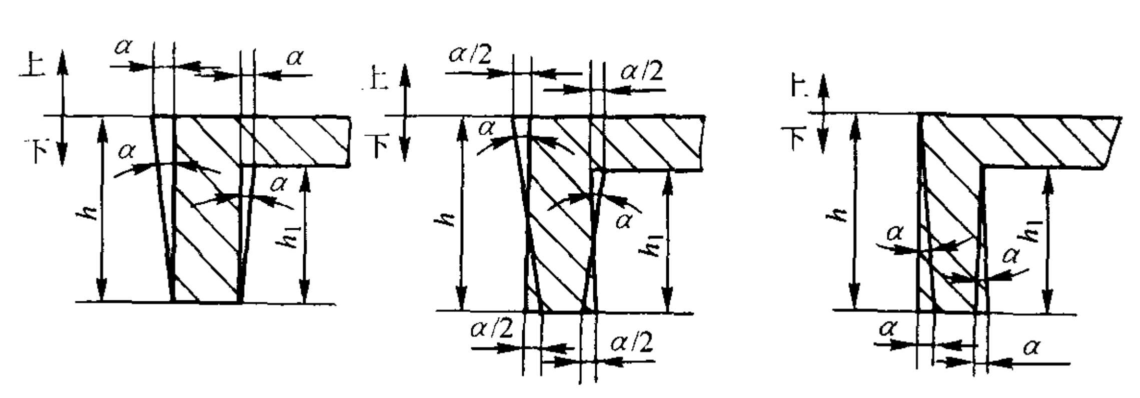
4）随合金不同，铸造收缩率在变化

3.5　起模斜度

为了方便起模，在模样、芯盒的出模方向留有一定斜度，以免损坏砂型或砂芯。这个斜度，称为起模斜度。

起模斜度应在铸件上没有结构斜度的、垂直于分型面（分盒面）的表面上应用。其大小应依模样的起模高度、表面粗糙度以及造型、制芯方法而定。关于起模斜度的大小的具体数值详见 JB/T 5015—1991 中的规定，见表 4.7-29。

表 4.7-29　起模斜度（摘自 JB/T 5105—1991）



(a) 增加铸件壁厚　(b) 增减铸件壁厚(用于不与其他零件配合的加工面)　(c) 减少铸件壁厚（用于与其他零件配合的不加工面）

测量面高度 h/mm	起模斜度≤ 金属模样、塑料模样 α	金属模样、塑料模样 a/mm	木模样 α	木模样 a/mm
黏土砂造型时，模样外表面的起模斜度				
≤10	2°20′	0.4	2°55′	0.6
>10~40	1°10′	0.8	1°25′	1.0
>40~100	0°30′	1.0	0°40′	1.2
>100~160	0°25′	1.2	0°30′	1.4
>160~250	0°20′	1.6	0°25′	1.8
>250~400	0°20′	2.4	0°25′	3.0
>400~630	0°20′	3.8	0°20′	3.8
>630~1 000	0°15′	4.4	0°20′	5.8
>1 000~1 600	—	—	0°20′	7.9
>1 600~2 500	—	—	0°15′	11.0
>2 500	—	—	0°15′	—
黏土砂造型时，模样凹处内表面的起模斜度				
≤10	4°35′	0.8	5°45′	1.0
>10~40	2°20′	1.6	2°50′	2.0
>40~100	1°05′	2.0	1°15′	2.2
>100~160	0°45′	2.2	0°55′	2.6
>160~250	0°40′	3.0	0°45′	3.4
>250~400	0°40′	4.6	0°45′	5.2
>400~630	0°35′	6.4	0°40′	7.4
>630~1 000	0°30′	8.8	0°35′	10.2
>1 000	—	—	0°35′	—

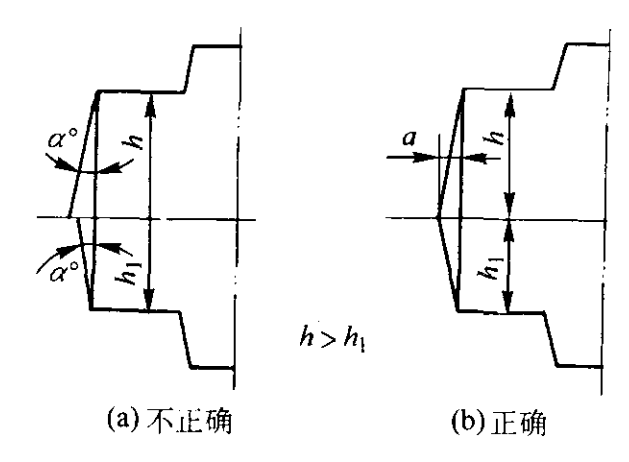
自硬砂造型时，模样外表面的起模斜度

测量面高度 h/mm	起模斜度≤ 金属模样、塑料模样 α	金属模样、塑料模样 a/mm	木模样 α	木模样 a/mm
≤10	3°00′	0.6	4°00′	0.8
>10~40	1°50′	1.4	2°05′	1.6
>40~100	0°50′	1.6	0°55′	1.6

续表 4.7-29

自硬砂造型时，模样外表面的起模斜度				
测量面高度 h/mm	起模斜度≤			
	金属模样、塑料模样		木模样	
	α	a/mm	α	a/mm
>100～160	0°35′	1.6	0°40′	2.0
>160～250	0°30′	2.2	0°35′	2.6
>250～400	0°30′	3.6	0°35′	4.2
>400～630	0°25′	4.6	0°30′	5.6
>630～1 000	0°20′	5.8	0°25′	7.4
>1 000～1 600	—	—	0°25′	11.6
>1 600～2 500	—	—	0°25′	18.2
>2 500	—	—	0°25′	—

注：1. 当凹处过深时，可用活块或芯子形成。
2. 自硬砂造型时，模样凹处内表面的起模斜度值允许按其外表面的斜度值增加 50%。
3. 对于起模困难的模样，允许采用较大的起模斜度，但不得超过表中数值的一倍。
4. 芯盒的起模斜度可参照本表选择。
5. 当造型机工作比压在 700 kPa 以上，允许将本表的起模斜度增加，但不得超过 50%。
6. 铸件结构本身在起模方向上有足够的斜度时，不再增加起模斜度。
7. 同一铸件，上、下两个起模斜度应取在分型面上同一点（见图 4.7-45）。



(a) 不正确　　(b) 正确

图 4.7-45　起模斜度取法示意图

使用时尚应注意：

起模斜度应小于或等于产品图上所规定的起模斜度值，以防止零件在装配或工作中与其他零件相妨碍。尽量使铸件内、外壁的模样和芯盒斜度取值相同，方向一致，以使铸件壁厚均匀。在非加工面上留起模斜度时，要注意与相配零件的外形一致，保持整台机器的美观。同一铸件的起模斜度应尽可能只选用一种或两种斜度，以免加工金属模时频繁地更换刀具。非加工的装配面上留斜度时，最好用减小厚度法，以免安装困难。手工制造木模，起模斜度应标出毫米数，机械加工金属模应标明角度，以利于操作。

3.6　最小铸出孔及槽

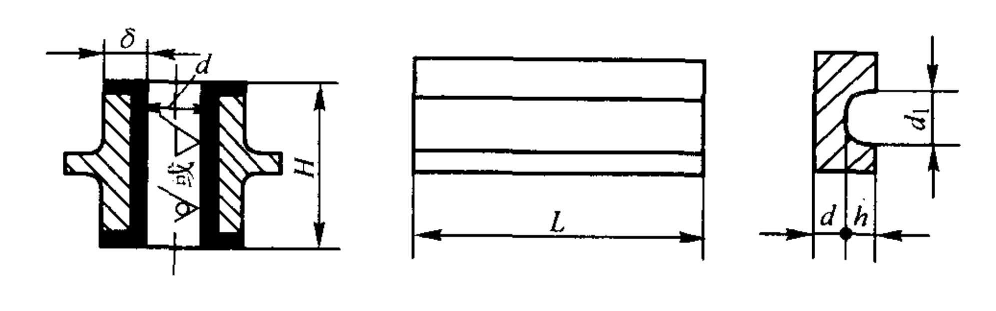
零件上的孔、槽、台阶等，究竟是铸出来好，还是靠机械加工出来好，这应从质量及经济角度等方面全面考虑。一般说来，较大的孔、槽等，应铸出来，以便节约金属和加工工时，同时还可以避免铸件局部过厚所造成的热节，提高铸件质量。较小的孔、槽，或者铸件壁很厚，则不宜铸出，否则会使铸件产生黏砂，造成清理和机械加工困难，直接加工出孔、槽反而方便。有些特殊要求的孔，如弯曲孔，无法实行机械加工，则一定要铸出。可用钻头加工的受制孔（有中心线位置精度要求）最好不铸，铸出后很难保证铸孔中心位置准确，再用钻头扩孔也无法纠正中心位置。表 4.7-30、表 4.7-31 为最小铸出孔直径，供参考。

表 4.7-30　灰铸铁件的最小铸出孔直径①

生产批量	灰铸铁件最小铸出孔直径 d/mm
大量生产	12～15
成批生产	15～30
单件、小批生产	30～50

① 最小铸出孔直径指的是毛坯孔直径。

表 4.7-31　普通碳钢和低合金钢铸件最小铸出孔（槽）尺寸　mm



(a) 铸出孔　　(b) 铸出槽

续表 4.7-31

孔深 H	孔壁厚度 δ							
	≤25	26 ~ 50	51 ~ 75	76 ~ 100	101 ~ 150	151 ~ 200	201 ~ 300	>300
	铸孔最小直径 d							
≤100	60	60	70	80	100	120	140	160
101 ~ 200	60	70	80	90	120	140	160	190
201 ~ 400	80	90	100	110	140	170	190	230
401 ~ 600	100	110	120	140	170	200	230	270
601 ~ 1 000	120	130	150	170	200	230	270	300
>1 000	140	160	170	200	230	260	300	330

注：1. 不穿透的圆孔直径要大于表中数值 20%。
2. 对矩形或方形的穿透孔要大于表中数值 20%；不穿透矩形或方形孔则要大于表中数值 40%。
3. 对铸件上穿透与不穿透的槽，表中图 b 铸出的条件是：$h \leqslant d_1$；$d_1 = (1+20\%)\ d$；$L \leqslant 3d_1$。
4. 槽上放冒口且冒口盖住整条槽时，应将槽铸死。

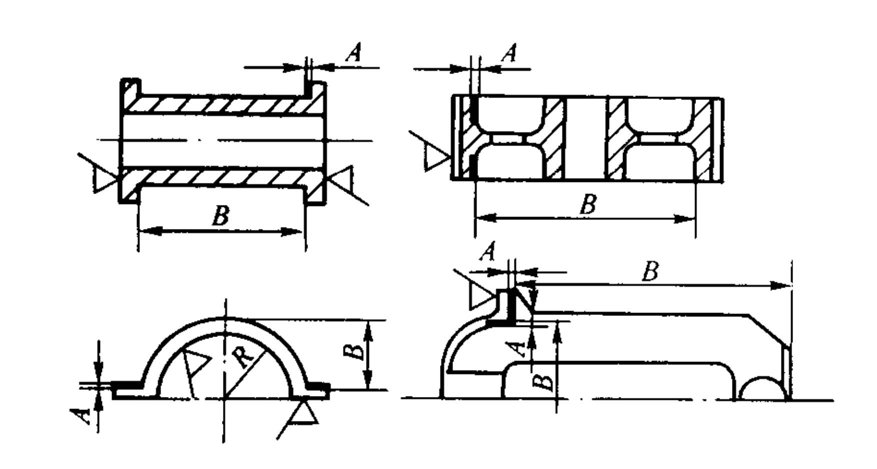
3.7　工艺补正量

在单件、小批生产中，由于选用的缩尺与铸件的实际收缩率不符，或由于铸件产生了变形、操作中的不可避免的误差（如工艺上允许的错型偏差、偏芯误差）等原因，使得加工后的铸件某些部分的厚度小于图样要求尺寸，严重时会因尺寸超差、强度太弱而报废。因工艺需要在铸件相应非加工面上增加的金属层厚度称为工艺补正量。

工艺补正量的数值与铸件的结构、壁厚、浇注位置及造型材料种类等有关。

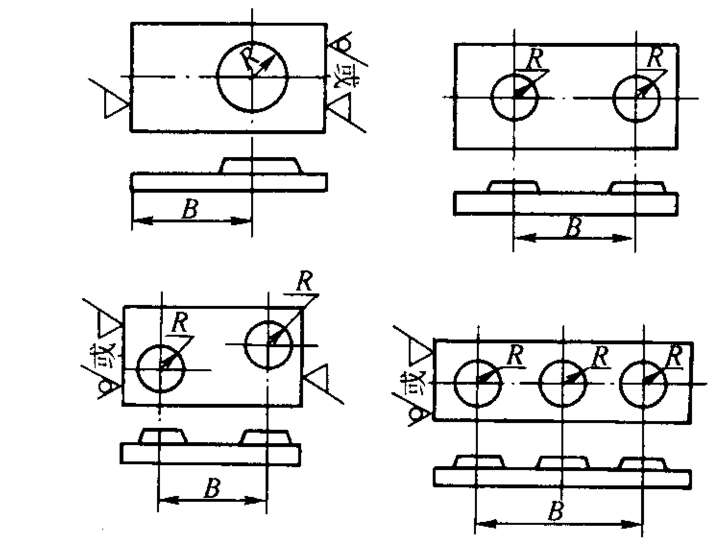
由于单件生产不能在取得该产品的经验数据后再设计，为了确保铸件成品而采用工艺补正量。对于成批、大量生产的铸件或永久性产品，不应使用工艺补正量，而应修改模具尺寸。使用工艺补正量要求有丰富的经验，各种大型铸件的工艺补正量的经验数据都是在一定生产条件下取得的，在使用时应仔细分析。表 4.7-32 ~ 表 4.7-35 中列出了几种典型铸件的工艺补正量，供参考。

表 4.7-32　铸钢法兰与齿轮类铸件的工艺补正量　mm



被补面间距或被补面至基准面距离 B	工艺补正量 A	被补面间距或被补面至基准面距离 B	工艺补正量 A
≤500	2 ~ 4	3 001 ~ 5 000	9 ~ 11
501 ~ 1 000	3 ~ 5	5 001 ~ 7 000	11 ~ 12
1 001 ~ 1 500	4 ~ 6	7 001 ~ 9 000	13
1 501 ~ 2 000	5 ~ 7	9 001 ~ 11 000	15
2 001 ~ 2 500	6 ~ 8	>11 000	17
2 501 ~ 3 000	7 ~ 9	注：齿轮铸件的 A 值取上限	

表 4.7-33　铸钢凸台的工艺补正量　mm



间距 B	凸台半径 R	半径增大量	间距 B	凸台半径 R	半径增大量
≤500	<25	3.5	2 001 ~ 2 500	<25	7.5
	26 ~ 50	3.5 ~ 5.0		26 ~ 50	7.5 ~ 9.0
	51 ~ 100	5.0 ~ 7.0		51 ~ 100	9.0 ~ 11
501 ~ 1 000	<25	4.5	2 501 ~ 3 000	<25	8.5
	26 ~ 50	4.5 ~ 6.0		26 ~ 50	8.5 ~ 10
	51 ~ 100	6.0 ~ 8.0		51 ~ 100	10 ~ 12
1 001 ~ 1 500	<25	5.5	3 001 ~ 5 000	<25	10.5
	26 ~ 50	5.5 ~ 7.0		26 ~ 50	10.5 ~ 12
	51 ~ 100	7.0 ~ 9.0		51 ~ 100	12 ~ 14
1 501 ~ 2 000	<25	6.5			
	26 ~ 50	6.5 ~ 8.0			
	51 ~ 100	8.0 ~ 10			

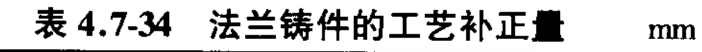
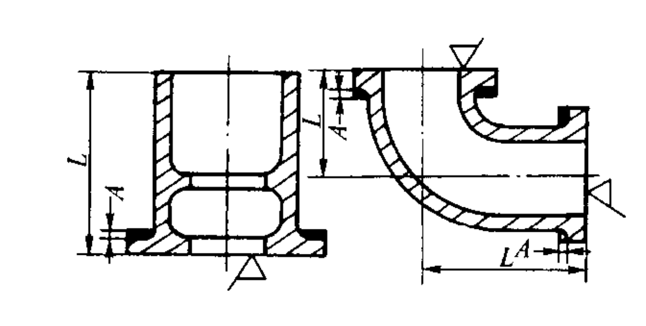


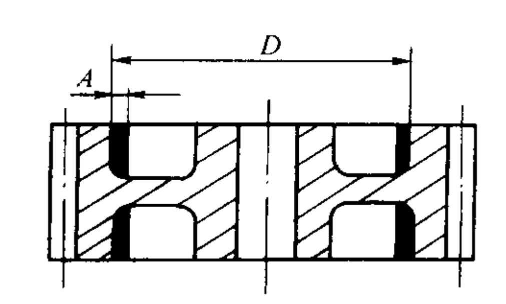
表 4.7-34　法兰铸件的工艺补正量　mm



续表 4.7-34

法兰间的距离 L	工艺补正量 A		法兰间的距离 L	工艺补正量 A	
	铸铁件	铸钢件		铸铁件	铸钢件
< 100	1	2	1 601 ~ 2 500	4	8
101 ~ 160	1.5	3	2 501 ~ 4 000	5	10
161 ~ 250	2	4	4 001 ~ 6 500	6	12
251 ~ 400	2.5	5	6 501 ~ 8 000	6	12
401 ~ 650	2.5	5	8 001 ~ 10 000	8	16
651 ~ 1 000	3	6	10 001 ~ 12 000	9	18
1 001 ~ 1 600	3.5	7			

表 4.7-35　铸铁齿轮的工艺补正量　mm



轮缘内径 D	工艺补正量 A	轮缘内径 D	工艺补正量 A
< 500	1	1 001 ~ 1 400	2.5
501 ~ 800	1.5	1 401 ~ 1 800	3
801 ~ 1 000	2	1 801 ~ 2 400	4

3.8　工艺肋

工艺肋又称铸肋，分为两种：一种防止铸件产生热裂的称为收缩肋；另一种防止铸件产生变形的称为拉肋。收缩肋要在清理时去除，拉肋在热处理后去除。

3.8.1　收缩肋

收缩肋又名割肋。铸件（见图 4.7-46）在凝固收缩时，由于受砂型和砂芯的阻碍，在受拉应力的壁上（一般为主壁）或在接头处容易产生热裂。加收缩肋后，由于薄、凝固快，强度建立早，故能承受较大的拉应力，防止主壁及接头产生裂纹。当 $a/b > 1 \sim 2$，$l/b < 2$ 时，或 $a/b > 2 \sim 3$，$l/b < 1$ 时，均可不放收缩肋；当使用退让性较好的型砂（例如石灰石砂、树脂砂）时，一般可以不放收缩肋。几种常见的收缩肋形式和尺寸见表 4.7-36。

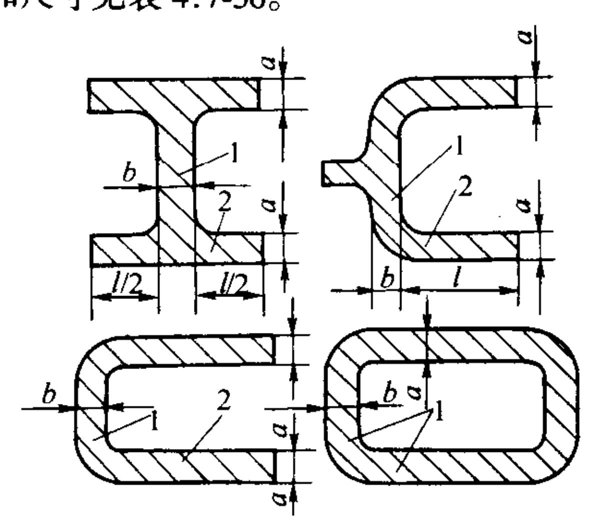


图 4.7-46　容易产生裂纹的铸件结构
1—主壁；2—邻壁

表 4.7-36　收缩肋的形式和尺寸关系

简　图	t	l	d	h
①				
②				
③		(8 ~ 12) t		
④	(1/3 ~ 1/4) δ		(15 ~ 20) t	
⑤				
⑥		(5 ~ 7) t		

续表 4.7-36

简　图	t	l	d	h
⑦	(1/3～1/4) δ	(2～3) t	(10～15) t	(5～7) t
⑧		(10～14) t	(15～20) t	
⑨		(2～3) t		
⑩		(8～12) t		

注：1. δ 为交接壁中的最小壁厚。
2. 收缩肋厚度以最厚为 15 mm，最薄为 4 mm 为原则。
3. 对于易产生大裂纹的铸件，简图③与简图⑦并用。
4. 简图⑤接头角度大的铸件以简图②为标准。
5. 简图⑥的 l > 50 mm 时以简图③为标准。

收缩时受阻力的薄壁铸件，为了避免产生热裂，在T形热节处常加收缩肋（见图 4.7-47a）；内浇道开设在薄壁上时，一般也加收缩肋（见图 4.7-47b）以防止产生裂纹；内腔容积大、面积大的薄壁件，也常加收缩肋以防止铸件产生裂纹。

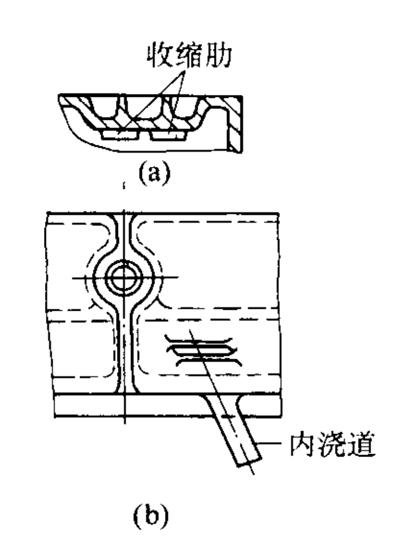


图 4.7-47　收缩肋应用实例

3.8.2　拉肋

拉肋又名加强肋。半环形或U形铸件，冷却以后常发生变形。为防止铸件变形，常在变形最大的两点（部位）之间设置拉肋。拉肋的截面小于铸件，先于铸件凝固、冷却，多承受拉应力，故拉肋有一定的伸长量。对于中、大形铸件，在加工余量之外，另加工艺补正量以补偿拉肋的伸长量。拉肋应在热处理后去除。在热处理之前，拉肋承受很大的拉应力或压应力，因此它可使铸件变形减小或能完全防止铸件变形。若在热处理之前去除拉肋，便失去设置拉肋的作用。

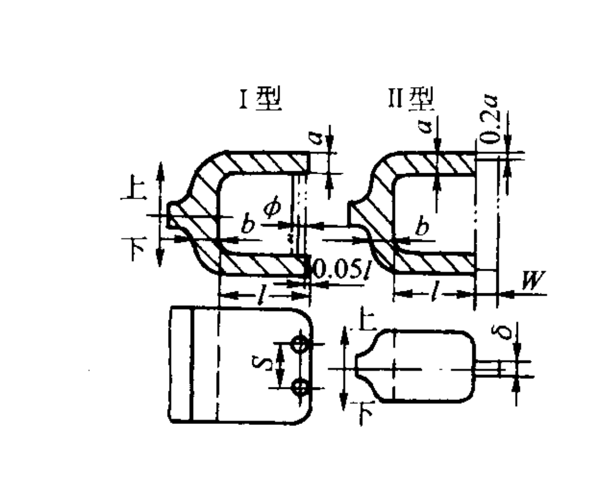
拉肋的形状和尺寸可参考表 4.7-37。

3.9　反变形量

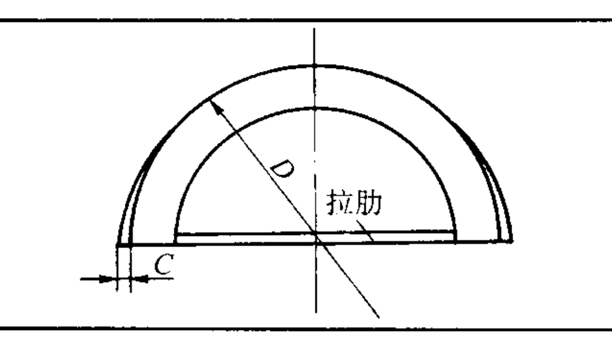
由于铸件壁厚不均或结构上的原因，造成铸件各部分凝固、冷却速度不同，引起收缩不一致，使铸件产生挠曲变形。在制造模样时，按铸件可能产生变形的相反方向做出反变形模样，使铸件冷却后变形的结果基本将反变形抵消，得到符合图样要求的铸件。这种在制造模样时预先做出的预变形量称为反变形量（又称反挠度、反弯势、假曲率）。

表 4.7-37　铸钢件的拉肋类型和尺寸

mm

		a	Ⅰ型		Ⅱ型	
			ϕ	S	δ	W
	小型铸钢件	10～15	5～7	20～30	4～6	(3～4) δ
		>15～20	>7～10	>30～40	4～6	(3～4) δ
		>20～25	>10～13	>40～50	6～8	(3～4) δ
		>25～30	>13～15	>50～60	6～8	(3～4) δ
	注：一般只有满足以下条件方设拉肋（包括中、大型铸钢件）					
	a/b	$\frac{1}{3}$～1		1～2		2～3
	l/b	>3		>2		>1

续表 4.7-37

	中大型铸钢件	拉肋的厚度为设拉肋处铸件厚度的 40% ~ 60%，宽度为拉肋厚度的 1.5 ~ 2 倍	
		半环形外径 D	补正量 C
		< 2 000	10 ~ 15
		2 000 ~ 3 200	15 ~ 18
		> 3 200	18 ~ 22

影响铸件变形的因素很多，例如合金性能、铸件结构和尺寸大小、浇冒口系统的布局、浇注温度、速度、开箱清理温度、造型方法、砂型刚度等等。但归纳起来不外乎两方面，一是铸件冷却时的温度场的变化，二是导致铸件变形的残余应力的分布。因此，应判明铸件的变形方向：铸件冷却缓慢的一侧必定受拉应力而产生内凹变形；冷却较快的一侧必定受压应力而发生外凸变形。例如，各种床身导轨处都较厚大，因此导轨面总是产生下凹变形。表 4.7-39 所示箱体，壁厚虽均匀，但内部冷却慢，外部冷却快，因而壁发生向外凸出变形，模样反变形量应向内侧凸起。

反变形量的大小与铸件尺寸、结构、壁厚差有关。壁厚越不均匀，长度越大，高度越小，则变形越大。变形量的值与相关因素的定量关系，可运用计算机模拟计算铸件在凝固和冷却过程变形量，进而确定反变形量，这是最科学的方法。

反变形量的大小，一般是根据实际生产经验确定。一般中小铸件，壁厚差别不大且结构上刚度较大时，不必留反变形量。利用调整模样不同部位的缩尺和加工余量的大小，也同样能使铸件达到要求。利用工艺肋也可防止铸件收缩变形。以下铸件，如大的床身类、平台类、大型铸钢箱体类、细长的纺织零件（如龙肋、胸梁等）多使用反变形量。反变形量的形式如图 4.7-48 所示。表 4.7-38、表 4.7-39 列出了几种常见铸件的反变形量，供参考。

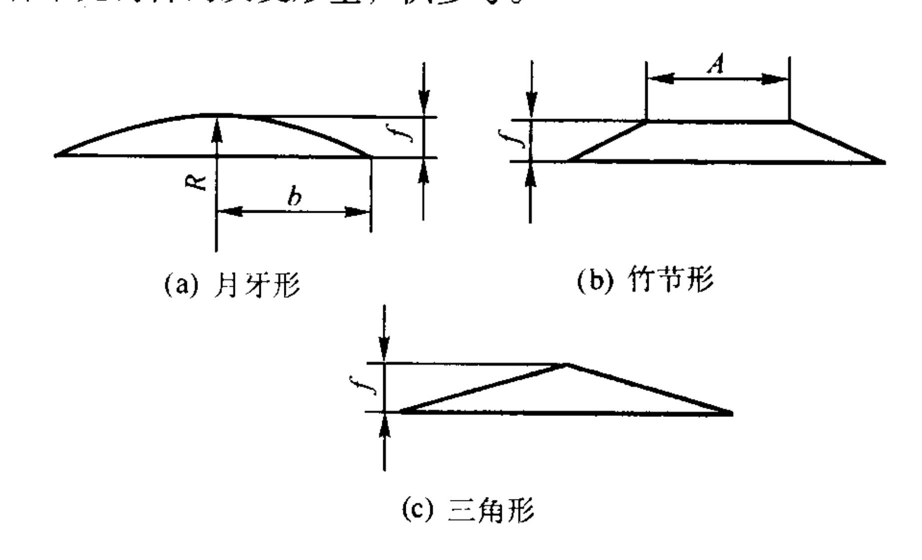


图 4.7-48 反变形量的几种形式

表 4.7-38 灰铸铁机床床身的反变形量

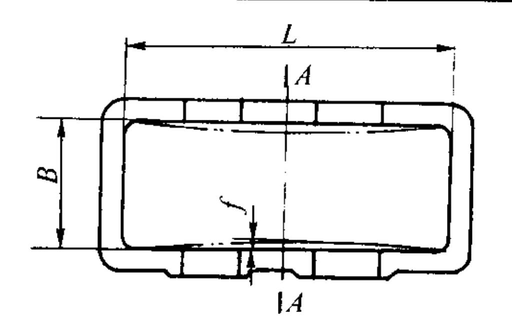
mm

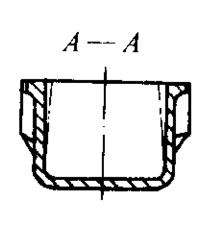
名　称	铸 件 尺 寸	一般壁厚	导轨厚度	反变形量	备注
L-3-6 床身	长 2 000	16	33	2.5	
L-3-8 床身	长 2 614	16	33	3.5	
F-1 床身	长 3 162	19	32	5	
C6150-g 床身	长 2 350	14	34	5	
C6150-1.5g 床身	长 2 800	14	34	7	
C6150-2g 床身	长 3 300	14	34	9	
B2025 龙门刨横梁	5 100 × 900 × 750			6 ~ 8	
B2025 龙门刨床身前/后段	5 940 × 1 776 × 605			6 ~ 8	
B2025 龙门刨床身中段	7 000 × 2 600 × 805			7 ~ 10	
B2025 龙门刨工作台前/后段	4 500 × 2 250 × 468			7 ~ 9	
M1380 磨床床身	7 700 × 950 × 560	30	52	10	
M1380 磨床工作台	6 650 × 753 × 280	20	45	12	

注：1. 一般床身，长度 > 5 m，留反变量 1 ~ 2 mm/m；长度 < 5 m，留反变形量 1.5 ~ 2.5 mm/m
　　2. 地坑造型，反变形量 2 ~ 2.5 mm/m

表 4.7-39 箱形铸件的反变形量

mm





壁厚	长 L × 宽 B	反变形量 f	壁厚	长 L × 宽 B	反变形量 f
10 ~ 20	(500 ~ 700) × (150 ~ 300)	1.5	10 ~ 20	(1 100 ~ 1 500) × (150 ~ 300)	2.5
	(500 ~ 700) × (300 ~ 400)	2		(1 100 ~ 1 500) × (300 ~ 400)	3
	(700 ~ 900) × (150 ~ 300)	2		(1 500 ~ 2 000) × (150 ~ 300)	3
	(700 ~ 900) × (300 ~ 400)	2.5		(1 500 ~ 2 000) × (300 ~ 400)	3.5
	(900 ~ 1 100) × (150 ~ 300)	2.5		(2 000 ~ 2 500) × (150 ~ 300)	3.5
	(900 ~ 1 100) × (300 ~ 400)	3		(2 000 ~ 2 500) × (300 ~ 400)	4.5

注：壁厚大于 20 mm 可按具体情况增加。

3.10　非加工壁厚的负余量

在手工黏土砂造型、制芯过程中，为了取出（如芯盒中的肋板）木模，要进行敲模，木模受潮时将发生膨胀，这些情况均会使型腔尺寸扩大，从而造成非加工壁厚的增加，使铸件尺寸和重量超过公差要求。为了保证铸件尺寸的准确性，凡形成非加工壁厚的木模或芯盒内的肋板厚度尺寸应该减小，即小于图样尺寸。所减小的厚度尺寸称为非加工壁厚的负余量。

表 4.7-40 中非加工壁厚的负余量经验数据，适用于手工造型、制芯。

表 4.7-40　非加工壁厚的负余量　mm

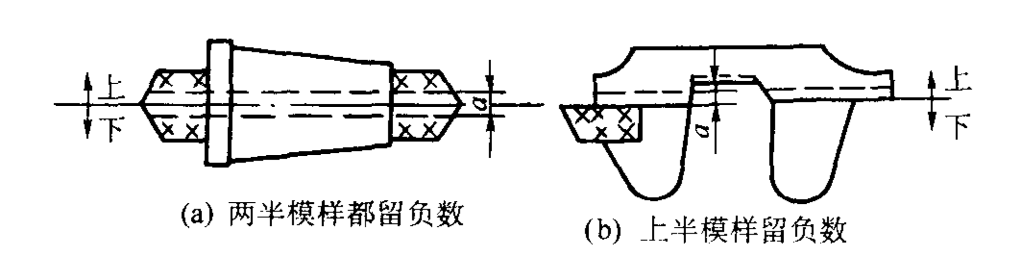
铸件质量	铸件壁厚 δ/mm									
	≤7	8～10	11～15	16～20	21～30	31～40	41～50	51～60	61～80	81～100
≤50 kg	-0.5	-0.5	-0.5	-1.0	-1.5					
51～100 kg	-1.0	-1.0	-1.0	-1.0	-1.5	-2.0				
101～250 kg		-1.0	-1.5	-1.5	-2.0	-2.0	-2.5			
251～500 kg			-1.5	-1.5	-2.0	-2.5	-2.5	-3.0		
501～1 000 kg				-2.0	-2.5	-2.5	-3.0	-3.5	-4.0	-4.5
1～3 t				-2.0	-2.5	-3.0	-3.5	-4.0	-4.5	-4.5
3～5 t					-3.0	-3.0	-3.5	-4.0	-4.5	-5.0
5～10 t					-3.0	-3.5	-4.0	-4.5	-5.0	-5.5
>10 t						-4.0	-4.5	-5.0	-5.5	-6.0

3.11　分型负数

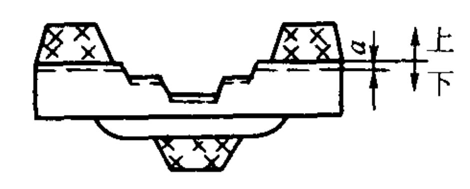
干砂型、表面烘干型以及尺寸很大的湿型，分型面由于烘烤、修整等原因一般都不很平整，上下型接触面很不严密。为了防止浇注时跑火，合型前需要在分型面之间垫以石棉绳、泥条或油灰条等，这样在分型面处明显地增大了铸件的尺寸。为了保证铸件尺寸精确，在拟订工艺时，为抵消铸件在分型面部位的增厚（垂直于分型面的方向），在模样上相应减去的尺寸，称为分型负数。

分型负数的大小和砂箱尺寸、铸件大小有关。一般大件，起模后分型面容易损坏，修型烘干后变形量大，所以合型时垫的石棉绳等厚度大些，故分型负数也应增大。此外，还和工厂习惯，垫用材料有关。一般分型负数在 1～6 mm 之间，见表 4.7-41。

表 4.7-41　模样的分型负数



(a) 两半模样都留负数　(b) 上半模样留负数



(c) 下半模样留负数

砂箱平均轮廓尺寸 [（长+宽）/2] /mm	分型负数 a/mm	
	Ⅰ	Ⅱ
≤800	1	2
801～1 500	2	3
1 501～2 000	3	4
2 001～3 000	4	5
>3 000	5	6

注：1. Ⅰ适用于工艺装备好、成批生产的干砂型、表干砂型；Ⅱ适用于工艺装备差、单件生产的干砂型。
2. 采用流态砂、水玻璃砂、化学自硬砂型、固化后起模者，分型负数应减小。

干砂型、表面烘干型、自硬砂型以及砂箱尺寸超过 2 m 以上的湿型才应用分型负数。湿型分型负数一般较小。

3.12　砂芯负数（砂芯减量）

大型黏土砂芯在舂砂过程中砂芯向四周胀开，刷涂料以及在烘干过程中发生的变形，使砂芯四周尺寸增大。为了保证铸件尺寸准确，将芯盒的长、宽尺寸减去一定量，这个被减去的尺寸称为砂芯负数。

砂芯负数只应用于大型黏土砂芯，其数值依工厂实际经验确定。流态砂芯、自硬砂芯、壳芯、热芯盒砂芯及小的黏土砂芯均不采用砂芯负数。表 4.7-42 为某厂对铸钢件的砂芯负数的规定。

表 4.7-42　铸钢件的砂芯负数

砂芯尺寸 /mm	300～500	500～800	800～1 200	1 200～1 500	1 500～2 000	2 000～2 500	>2 500
砂芯负数 /mm	1.5～2	2～3	3～4	4～5	5～6	6～7	7

注：1. 砂芯尺寸是指与舂砂方向垂直的最大轮廓尺寸。
2. 当砂芯高度（指舂砂方向）大于宽度 2 倍时，可取下限，当砂芯高度与宽度相近时采用上限。
3. 圆柱形砂芯应较表中数值减少 1/3～1/2。

4　砂芯设计

砂芯的功用是形成铸件的内腔、孔和铸件外形不能出砂的部位。砂型局部要求特殊性能的部分，有时也用砂芯。

砂芯应满足的要求：砂芯的形状、尺寸以及在砂型中的位置应符合铸件要求，具有足够的强度和刚度，在铸件形成过程中砂芯所产生的气体能及时排出型外，铸件收缩时阻力小和容易清砂。

4.1　砂芯的分类

通常有下述几种砂芯分类方法。

1）按砂芯复杂程度分类。可分为 5 级，详见表 4.2-1。

2）按干湿程度分类。湿芯，一般用于中、小薄壁件；干芯，大、中、小件均可应用；表面干芯，用于中小件。对于某些不重要的大件，也可代替干芯使用。

3）按黏结剂分类　黏土砂芯，水玻璃砂芯，水泥砂芯，油脂砂芯，树脂砂芯等。

4）按制芯工艺分类　常规砂芯，自硬砂芯，热芯盒砂芯，冷芯盒砂芯，壳芯。

5）按尺寸大小分类　小砂芯，体积小于 $5\times10^{-3}m^3$；中等砂芯，体积为 $5\times10^{-3}\sim5\times10^{-2}m^3$；大砂芯，体积大于 $5\times10^{-2}m^3$。

4.2　砂芯设置的基本原则

（1）尽量减少砂芯数量

为了减少制造工时，降低铸件成本和提高其尺寸精度，对于不太复杂的铸件，应尽量减少砂芯数量。例如：图4.7-49中用砂胎形成铸件内腔，不用砂芯；图4.7-50中采用活块，可以不用砂芯；图4.7-51中用合并砂芯减少砂芯数量，提高铸件尺寸精度。

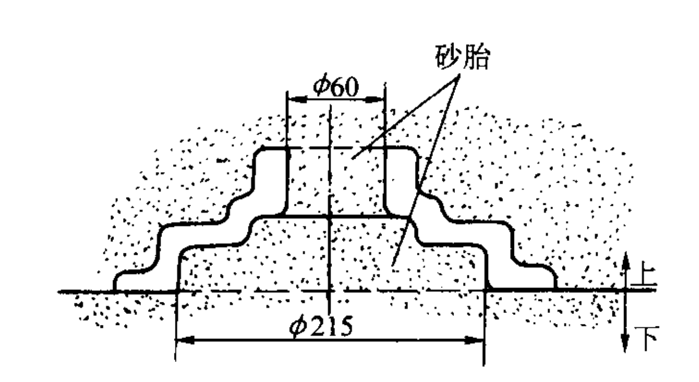


图4.7-49　用砂胎减少砂芯数量

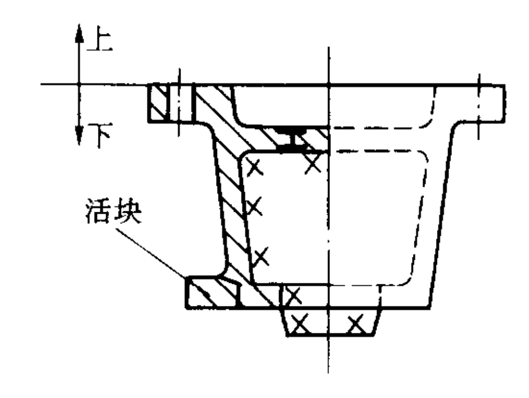


图4.7-50　用活块减少砂芯的实例

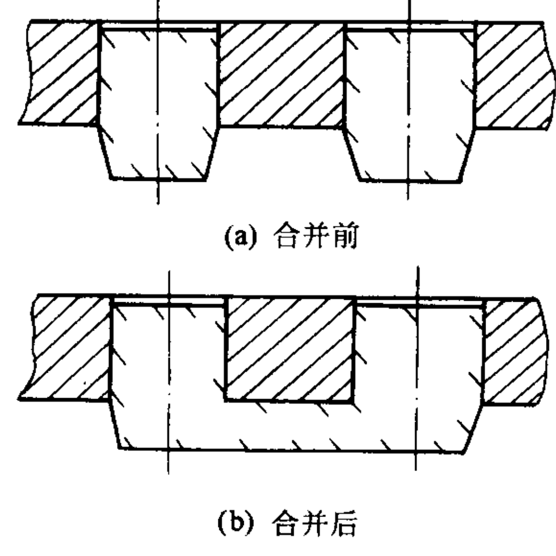


图4.7-51　用合并砂芯减少砂芯数量

（2）为保证操作方便可将复杂砂芯分块制造

复杂的大砂芯、细而很长的砂芯可分为几个小而简单的砂芯。图4.7-52为空气压缩机大活塞的砂芯。为了操作方便将砂芯分为3块。图4.7-53中的加热炉砂封槽砂芯，因尺寸太长，制芯和下芯操作困难而分成3块制造。这样可简化制芯和芯盒结构，便于烘干。细而很长的砂芯易变形，应分成数段，并设法使芯盒通用。在划分砂芯时要防止液体金属钻入砂芯分割面的缝隙，堵塞砂芯通气道。

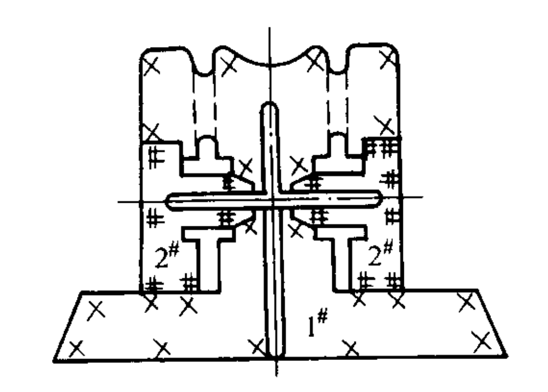


图4.7-52　为操作方便将砂芯分块的实例

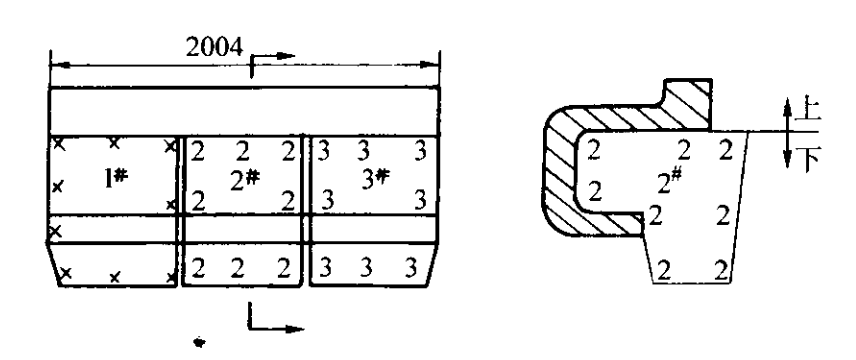


图4.7-53　加热炉砂封槽砂芯分三块制造

（3）保证铸件内腔尺寸精度

凡铸件内腔尺寸要求较严的部分应由同一半砂芯形成，避免为分盒面所分割，更不宜划分为几个砂芯。但手工造型中大的砂芯，为保证某一部位精度，如图4.7-54所示，要求500 mm×400 mm方孔四周壁厚均匀，为了下芯准确，操作方便而分块制造。

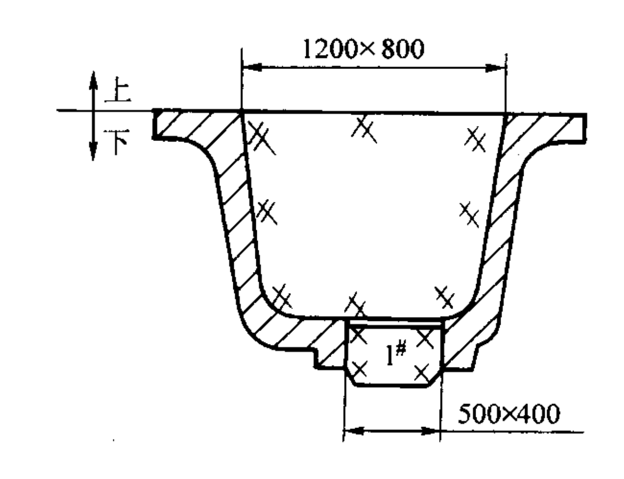


图4.7-54　为保证铸件精度而将砂芯分块的实例

（4）保证铸件壁厚均匀

使砂芯的起模斜度和模样的起模斜度大小、方向一致，保证铸件壁厚均匀（见图4.7-55）。

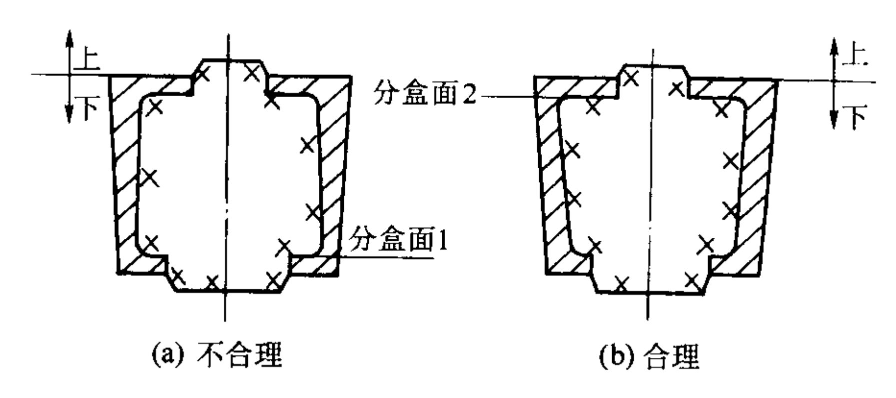


图4.7-55　保证铸件壁厚均匀

（5）填砂面应宽敞，烘干支撑面是平面

为此，需要进炉烘干的大砂芯（见图 4.7-56），常被沿最大截面切分为两半制作。

普通黏土砂芯、油砂芯及合脂砂芯，入炉烘干时的支撑方法如图 4.7-56 所示。平面烘干板结构简单，通气性好且价廉（见图 4.7-56a）。砂胎烘干法不精确也不方便（见图 4.7-56b）。用烘干器（见图 4.7-56c）虽精确、简便，但结构复杂、价格昂贵且维修量大。

（6）砂芯形状适应造型、制芯方法

高速造型线限制下芯时间，对一型多铸的小铸件，常不允许逐一下芯，因此，划分砂芯形状时，常把几个到十几个小砂芯连成一个大砂芯，以便节约下芯、制芯时间，以适应机器造型节拍的要求（见图 4.7-57）。对壳芯、热芯和冷芯盒砂芯要从便于射紧砂芯方面来考虑改进砂芯形状。

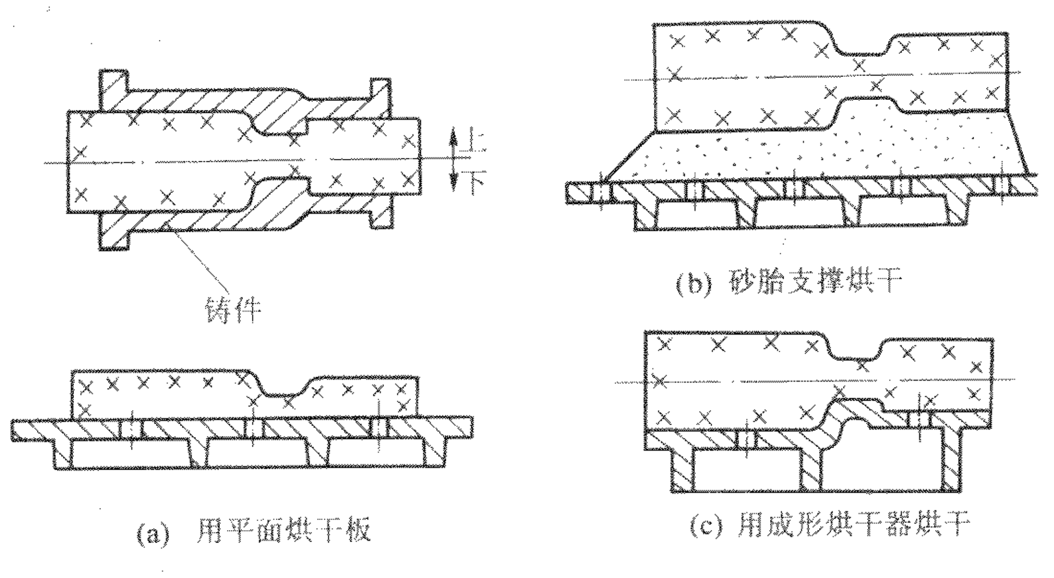


图 4.7-56　烘干砂芯的几种方法

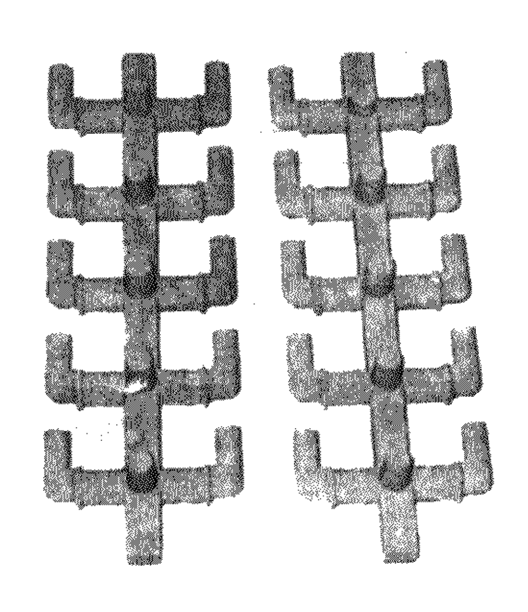


图 4.7-57　垂直分型无箱造型用的几种砂芯

（7）沿高度方向的分层砂芯选择砂芯的划分面时，应力求使同层砂芯组合后的上面为平面，以利于测量组装后的砂芯尺寸。

图 4.7-58 中的 5#、6#、7#、8# 砂芯保持同一平面，1#、3# 砂芯上面也保持同一平面。

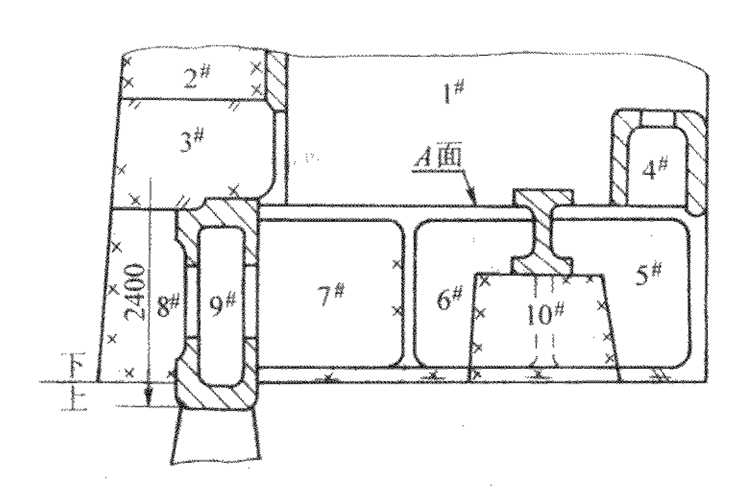


图 4.7-58　砂芯的平面组合

（8）被分开的砂芯每段要有良好的定位条件，要尽量避免靠芯撑支承

尤其是压力容器铸件，防止因芯撑熔合不好造成铸件渗漏。图 4.7-59 中的 1#、5#、9#、14# 砂芯均为支承砂芯。

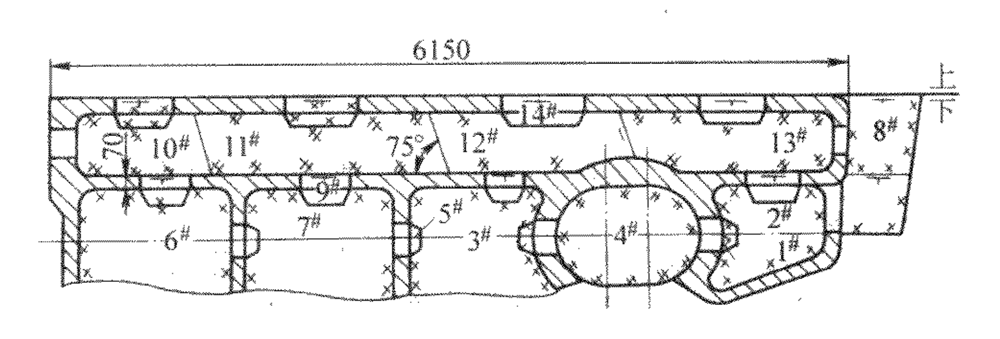


图 4.7-59　砂芯的支承

除上述原则外，还应使每块砂芯有足够的断面，保证有一定的强度和刚度，并能顺利排出砂芯中的气体；使芯盒结构简单，便于制造和使用。

4.3　芯头设计

芯头是指伸出铸件以外不与金属接触的砂芯部分。对它的要求是：定位和固定砂芯，使砂芯在铸型中有准确的位置，并能承受砂芯重力及浇注时液体金属对砂芯的浮力，使之不致破坏；芯头应能及时排出浇注后砂芯所产生的气体；上下芯头及芯号容易识别，不致下错方向或芯号；下芯、合型方便，芯头应有适当斜度和间隙。间隙量要考虑到砂芯、铸型的制作误差，又要少出飞翅、毛刺，并使砂芯堆放、搬运方便，重心平稳；避免砂芯上有细小突出的芯头部分，以免损坏。

4.3.1　芯头结构

芯头可分垂直芯头和水平芯头（包括悬臂式芯头）两大类。

典型的芯头结构如图 4.7-60 所示。它包括芯头长度、斜度、间隙、压环、防压环和积砂槽等结构。具体尺寸见 JB/T 5106—1991（表 4.7-48），它适用于砂型铸造用的金属模、塑料模和木模。

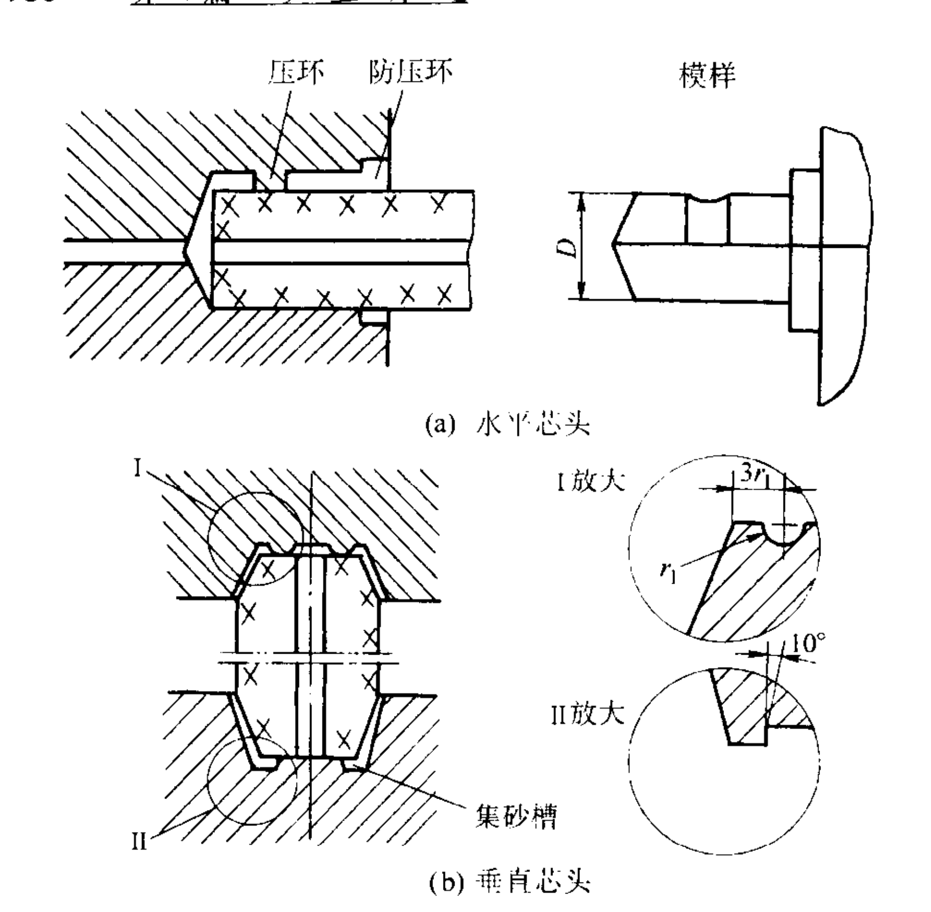


图 4.7-60 典型的芯头结构

4.3.2 砂芯的固定和定位

(1) 砂芯的固定

砂芯在砂型中的位置一般是靠芯头来固定的，也有用芯撑、螺栓或铁丝来固定的。对于某些要求较高的铸件，尽可能不用芯撑；对于悬臂砂芯可用加大芯头的尺寸或采用"挑担砂芯"的方法，来使砂芯固定；对于细高的直立式砂芯，常将下芯头直径适当加大，以使砂芯定位稳固。

1) 垂直芯头的固定形式

① 上下都做出芯头（见图 4.7-61a)。这样可以使砂芯定位准确，固定可靠，是通常被采用的一种形式，特别适于高度大于直径的砂芯。

② 只做出下芯头（图 4.7-61b 中不做出上芯头)。这样做有利于合型。它适于横截面较大而高度不大的砂芯。常用于手工造的砂芯。

③ 上、下芯头都不做出（图 4.7-61c)。适用于比较稳的大砂芯。下芯时有利于根据型腔尺寸来调整砂芯的位置。同时还可以减少砂箱的高度，常用于手工造型。

④ 只有上芯头。这时用"吊芯"、盖板砂芯、预埋砂芯等方式来使砂芯固定。

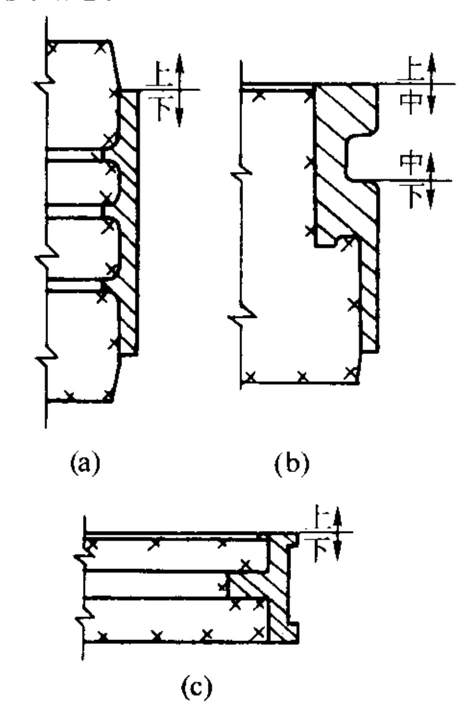


图 4.7-61 垂直芯头的三种形式

在湿型手工造型的条件下，对于只有上芯头的小砂芯，可以加长上芯头，并且芯头与芯座之间采取过盈配合，砂芯下在上型中并挤紧，以使砂芯固定可靠。

"吊芯"：砂芯用铁丝或螺栓吊在上箱（见图 4.7-62)。吊芯有利于砂芯的排气，适用于单件小批生产。

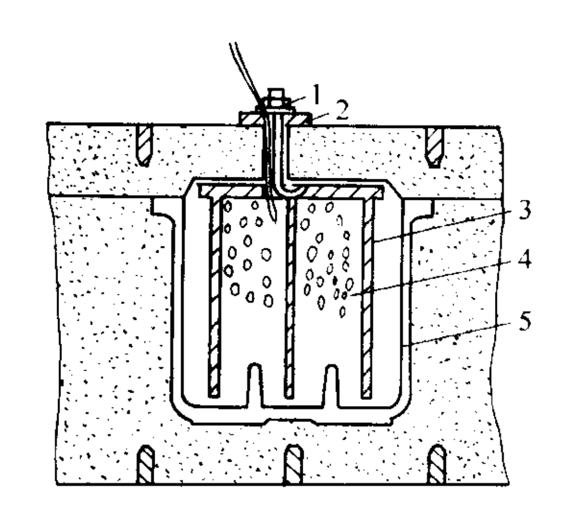


图 4.7-62 吊芯（用螺栓钩紧固砂芯）
1—螺栓钩；2—压板；3—芯骨；4—焦炭或炉渣；5—型腔

盖板砂芯：将芯头扩大（见图 4.7-63)，下在下箱中，操作方便，有利于保证铸件精度及组织流水生产，但砂芯尺寸大，成本高。

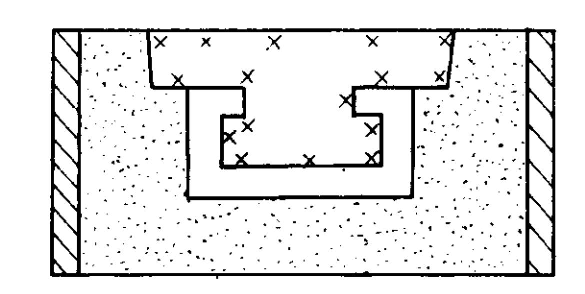


图 4.7-63 盖板砂芯

预埋砂芯：将芯头做成上大下小的形状（见图 4.7-64)，造型时将砂芯预先放在模样上对应位置的备用孔内，只露出芯头。造完型后，芯头被埋在砂型中。这种方法只适用于重量不大的砂芯。

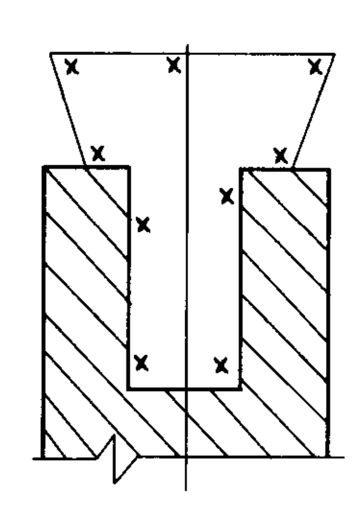


图 4.7-64 预埋砂芯

对于横截面小而且高度大的砂芯，为了使砂芯在砂型中稳固，可以加大下芯头。如图 4.7-65 所示，当 $L \geqslant 5D$ 时，取 $D_2 =$（1.5～2）D。

⑤使用芯撑。对于大型复杂的铸件，砂芯较多，采用吊芯困难，必须用芯撑支撑，以保证砂芯位置的准确。对于设有出气孔的砂芯，必须采取措施防止浇注时金属液注入出气孔，而影响砂芯的排气。用芯撑支撑砂芯的实例如图 4.7-66 所示。

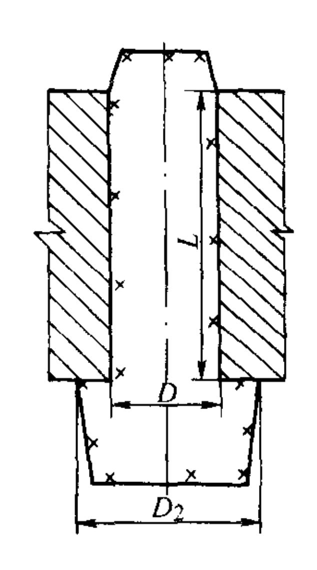


图 4.7-65　加大的下芯头

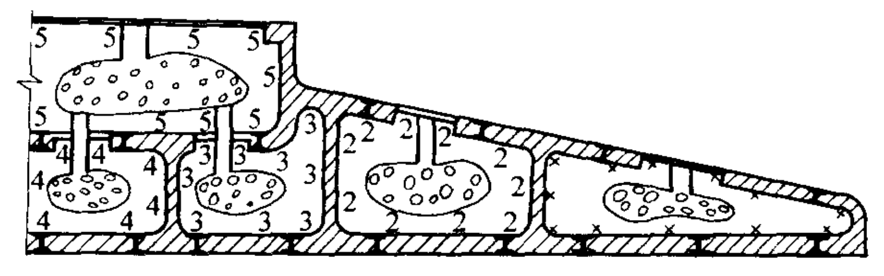


图 4.7-66　用芯撑支撑砂芯

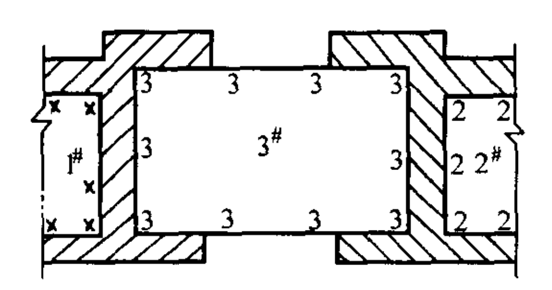


图 4.7-67　联合砂芯

2）水平芯头的固定

一般情况下，具有两个以上水平芯头的砂芯，在砂型中是能够稳固的。有些砂芯只有一个水平芯头，或者有两个水平芯头，但芯头的中线不通过砂芯的重心或砂芯所受浮力的作用线上，因而砂芯不稳固。对于这种砂芯，可以采取的措施有：

联合砂芯，如图 4.7-67 中的 3# 砂芯；加大或加长芯头，将砂芯的重心移入芯头的支撑面内，如图 4.7-68 所示；增设工艺孔；必要时也可安放芯撑。

（2）砂芯的定位

砂芯定位要准确，不允许沿芯头方向移动或绕芯头转动。对于形状不对称的砂芯或同一砂型中数种砂芯，其芯头形状和尺寸相同时，为了定位准确和不致于搞错方位，均应采用定位芯头。芯头需要有一定的定位结构，根据砂芯在砂型中放置的位置，定位芯头通常分为以下三种形式。

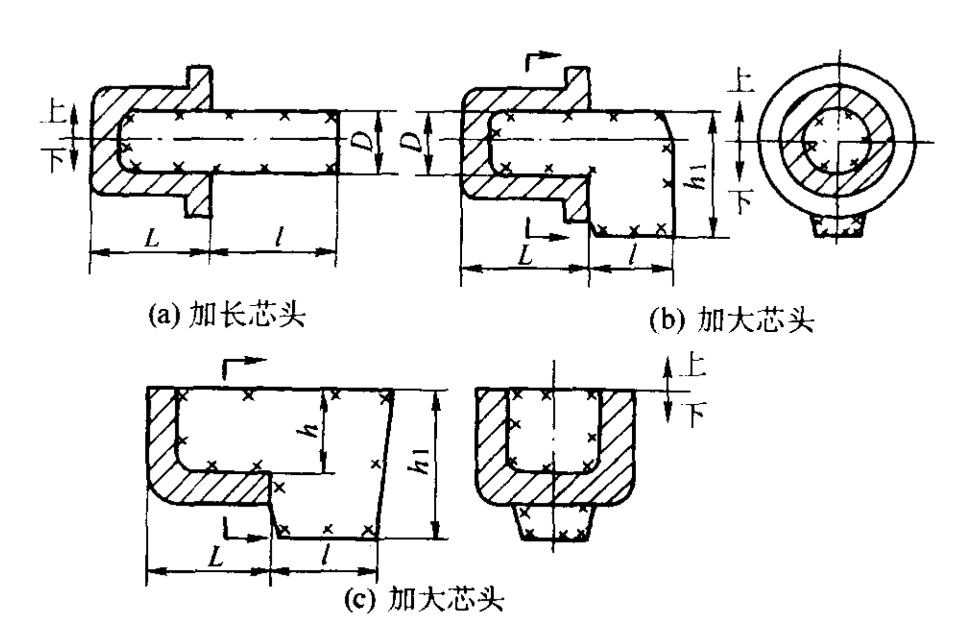


图 4.7-68　加大或加长悬臂芯头

D 或 $h \leqslant 150$ mm 时，$h_1 = D$ 或 h，$l = 1.25L$

D 或 $h > 150$ mm 时，$h_1 =$（1.5～1.8）D 或 h，$l \geqslant L$

1）垂直定位芯头　图 4.7-69 为垂直定位芯头，图中 a 因芯头切去一部分，支承面积减少，常用于高度不大而芯头直径较大的砂芯。图中 b 只切去芯头的端部的一部分，固定仍较稳固，制造简便，应用较多。图中 c 芯头加大，适用于高而粗的砂芯。图中 d、e 的两种结构较复杂，适用于定位要求较高的砂芯。

2）水平定位芯头　图 4.7-70 为水平定位芯头，其中图 a 为加大芯头，结构较复杂，主要适用于小砂芯，断面形状可采用Ⅰ型或Ⅱ型；图 b 为芯头削去一部分，结构简单，主要用于大芯头，断面形状可采用Ⅲ型或Ⅳ型。

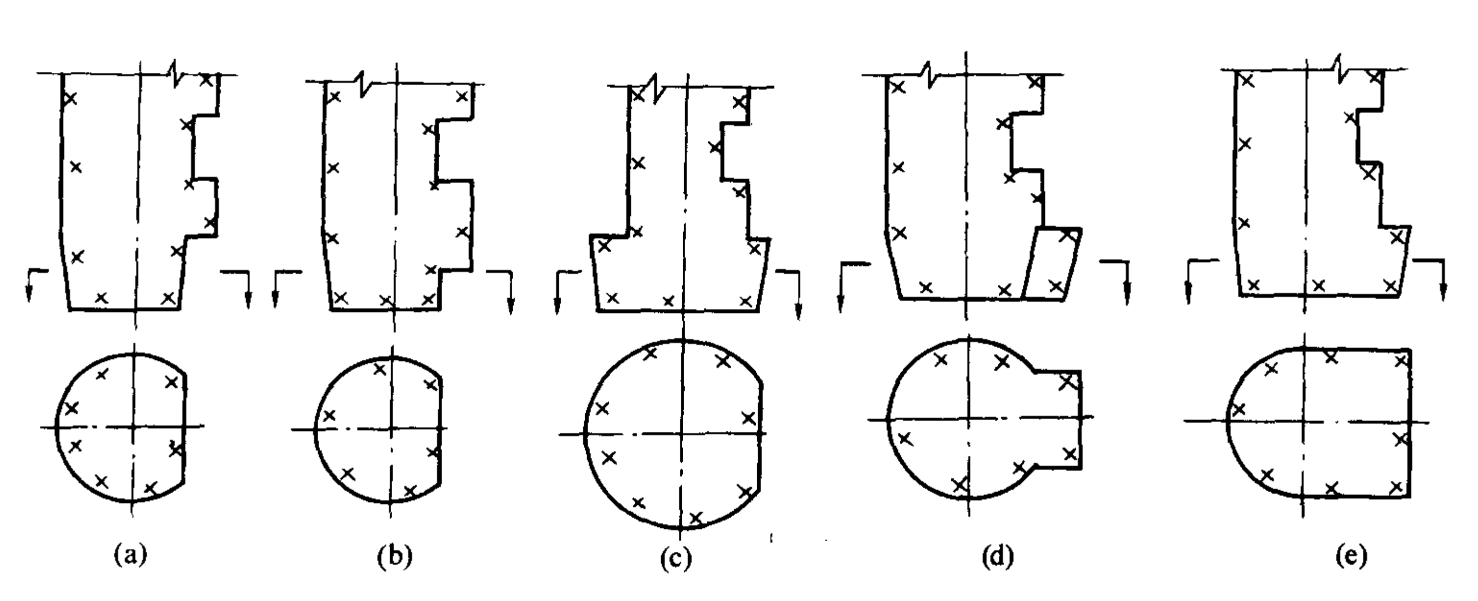


图 4.7-69　垂直定位芯头

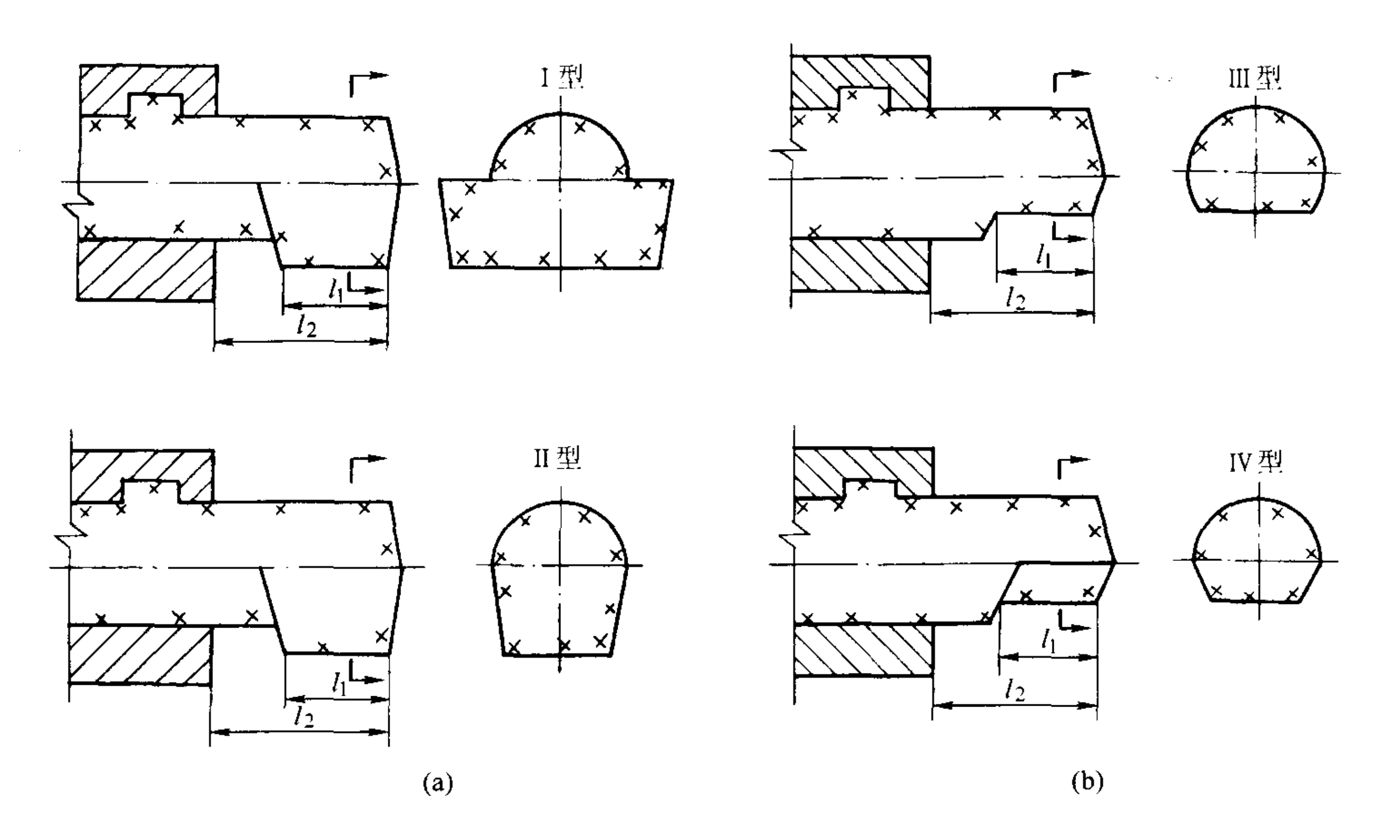


图 4.7-70 水平定位芯头

当芯头 l_2 较长时，可取 $l_1=(0.6\sim0.8)\ l_2$；当芯头 l_2 较短时，可取 $l_1=l_2$

4.3.3 芯头的尺寸和间隙

芯头的尺寸与采用的铸造工艺有关，一般决定于铸件相应部位孔、槽的尺寸。为了下芯和合型方便，芯头应有一定的斜度，芯头与芯座之间应有一定的间隙（湿型小砂芯的下芯头可不留间隙）。在实际生产中，芯头的尺寸、斜度和间隙可根据生产经验确定。一般来说，上芯头的高度比下芯头小，上芯头的斜度比下芯头大。

芯头和芯座之间的间隙 S（S_1），通常是芯盒用名义尺寸制造，而将模样尺寸加大来形成的，如图 4.7-71 所示。

(1) 垂直芯头的尺寸和间隙

垂直芯头的高度是根据砂芯在型腔中安放时的稳定程度，考虑木模易于变形以及放置芯骨时要有一定的吃砂量等因素确定。垂直芯头与芯座之间的间隙，芯头的斜度、高度见表 4.7-43～表 4.7-45。

(2) 水平芯头的尺寸和间隙

水平芯头的斜度和芯头与芯座之间的间隙，以及芯头长度见表 4.7-46 及表 4.7-47，树脂砂型的芯头间隙可比干型小 50%。

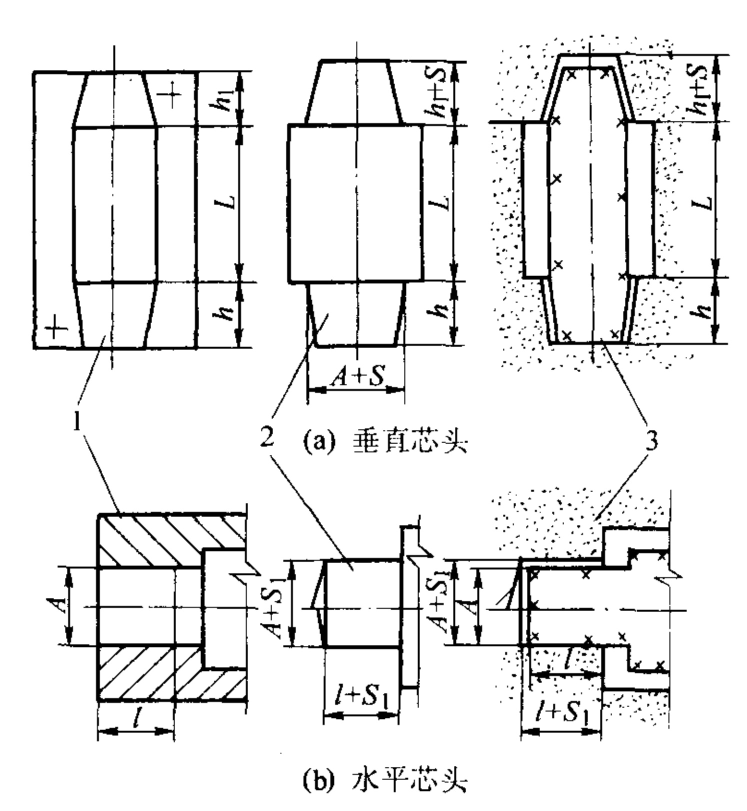


图 4.7-71 芯头与芯座的间隙

1—芯盒；2—模样；3—砂型

表 4.7-43 垂直芯头与芯座之间的间隙 S mm

铸型种类	D 或（A + B）/2											
	≤50	51～100	101～150	151～200	201～300	301～400	401～500	501～700	701～1 000	1 001～1 500	1 501～2 000	>2 000
湿型	0.5	0.5	1.0	1.0	1.5	1.5	2.0	2.0	2.5	2.5	3.0	3.0
干型	0.5	1.0	1.5	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	5.0	6.0	7.0

注：1. 影响芯头与芯座之间间隙的因素很多，如：模样与芯盒的尺寸偏差；砂型和砂芯在制造、运输、烘干过程中的变形等。因此，表中数据仅供参考。

2. 一般情况下，机械造型、湿型、生产量较大时，常用间隙为 0.5～1 mm。对于干型、大件，间隙常为 2～4 mm。

3. 当上芯头或下芯头的个数多于 1 个时，可将其中定位作用不大的芯头的侧面间隙加大。

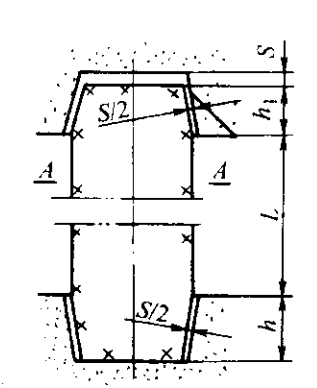
4. 树脂砂型的间隙可比干型小 50%左右。

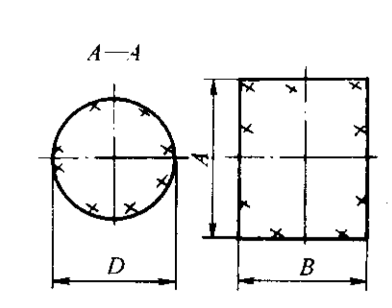
5. D、A、B 为芯头直径或截面尺寸，见表 4.7-45 表图。

表 4.7-44　垂直芯头的斜度 α

芯头高 /mm	15	20	25	30	35	40	50	60	70	80	90	100	120	150	用 a/h 表示斜度时	用角度 α 表示时
上芯头 /mm	2	3	4	5	6	7	9	11	12	14	16	19	22	28	1/5	10°
下芯头 /mm	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	5	6	7	8	9	10	13	1/10	5°

表 4.7-45　垂直芯头高度 h 和 h_1　mm





L	当 D 或（A + B）/2 为下列数值时的高度 h									
	≤30	31 ~ 60	61 ~ 100	101 ~ 150	151 ~ 300	301 ~ 500	501 ~ 700	701 ~ 1 000	1 001 ~ 2 000	> 2 000
≤30	15	15 ~ 20								
31 ~ 50	20 ~ 25	> 20 ~ 25	20 ~ 25							
51 ~ 100	> 25 ~ 30	> 25 ~ 30	> 25 ~ 30	20 ~ 25	20 ~ 25	30 ~ 40	40 ~ 60			
101 ~ 150	> 30 ~ 35	> 30 ~ 35	> 30 ~ 35	> 25 ~ 30	25 ~ 30	> 40 ~ 60	40 ~ 60	50 ~ 70	50 ~ 70	
151 ~ 300	> 35 ~ 45	> 35 ~ 45	> 35 ~ 45	30 ~ 40	30 ~ 40	> 40 ~ 60	50 ~ 70	50 ~ 70	60 ~ 80	60 ~ 80
301 ~ 500		40 ~ 60	40 ~ 60	35 ~ 55	35 ~ 55	> 40 ~ 60	50 ~ 70	50 ~ 70	80 ~ 100	> 80 ~ 100
501 ~ 700		> 60 ~ 80	> 60 ~ 80	45 ~ 65	45 ~ 65	50 ~ 70	60 ~ 80	60 ~ 80	80 ~ 100	> 80 ~ 100
701 ~ 1 000				70 ~ 90	70 ~ 90	60 ~ 80	60 ~ 80	80 ~ 100	80 ~ 100	> 100 ~ 150
1 001 ~ 2 000					100 ~ 120	100 ~ 120	> 80 ~ 100	80 ~ 100	80 ~ 120	> 100 ~ 150
> 2 000								80 ~ 120	80 ~ 120	> 100 ~ 150

由 h 查 h_1

上芯头高度 h	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60	65	70	80	90	100	120	150
下芯头高度 h_1	15	15	15	20	20	25	25	30	30	35	35	40	45	50	55	65	80

注：1. 一般的砂芯上、下芯头采用相同的高度，尤其是成批大量生产时。

2. 如有必要采取不同高度的上下芯头，可先查出 h 值，然后根据 h 值查出 h_1 值。

3. 对于大而矮的直立砂芯，常不用上芯头。此时下芯头可适当加长。

4. 若直立芯头的长度与直径之比大于 2.5 时，为了使砂芯具有较高的稳定性，可以采用加大芯头的形式，见图 4.7-72 所示，一般取 $D_2 = 0.75D_1$。

（3）压环、防压环和集砂槽尺寸

压环、防压环和集砂槽一般用于湿型、大量生产中。在其生产中，为了快速下芯、合型及保证铸件质量，在芯头的模样上常常做出压环、防压环和集砂槽，其尺寸可参考表 4.7-48。

4.3.4　芯头承压面积的核算

芯头的承压面积应足够大，以保证在金属液的最大浮力作用下不超过铸型的许用压应力。由于砂芯的强度通常都大于铸型的强度，故只核算铸型的许用压应力即可。芯头的承压面积 A 应满足下式

$$A \geqslant kF_C / [\sigma_{压}] \qquad (4.7\text{-}3)$$

式中，F_C 为计算的最大浮芯力；k 为安全系数，$k = 1.3 \sim 1.5$；$[\sigma_{压}]$ 为铸型的许用应力。

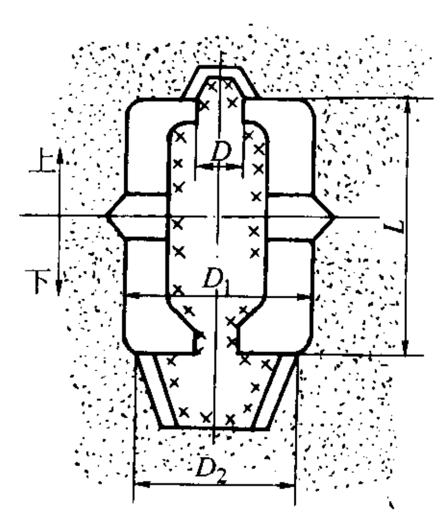


图 4.7-72　加大芯头的形式

表 4.7-46 水平芯头的斜度及间隙

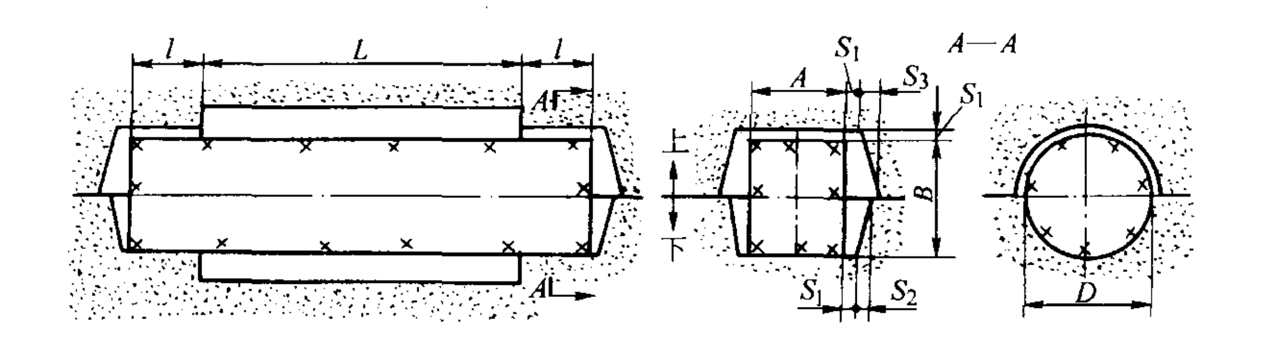
mm

D 或(A + B)/2		≤50	51 ~ 100	101 ~ 150	151 ~ 200	201 ~ 300	301 ~ 400	401 ~ 500	501 ~ 700	701 ~ 1 000	1 001 ~ 1 500	1 501 ~ 2 000	> 2 000
湿型	S_1	0.5	0.5	1.0	1.0	1.5	1.5	2.0	2.0	2.5	2.5	3.0	3.0
	S_2	1.0	1.5	1.5	1.5	2.0	2.0	3.0	3.0	4.0	4.0	4.5	4.5
	S_3	1.5	2.0	2.0	2.0	3.0	3.0	4.0	4.0	5.0	5.0	6.0	6.0
干型	S_1	1.0	1.5	1.5	1.5	2.0	2.0	2.5	2.5	3.0	3.0	4.0	5.0
	S_2	1.5	2.0	2.0	3.0	3.0	4.0	4.0	5.0	5.0	6.0	8.0	10.0
	S_3	2.0	3.0	3.0	4.0	4.0	6.0	6.0	8.0	8.0	9.0	10.0	12.0

注：表中代号见表 4.7-48 中的图。

表 4.7-47 水平芯头的长度 l

mm



L	D 或 (A + B) /2												
	≤25	26 ~ 50	51 ~ 100	101 ~ 150	151 ~ 200	201 ~ 300	301 ~ 400	401 ~ 500	501 ~ 700	701 ~ 1 000	1 001 ~ 1 500	1 501 ~ 2 000	> 2 000
≤100	20	25 ~ 35	30 ~ 40	35 ~ 45	40 ~ 50	50 ~ 70	60 ~ 80						
101 ~ 200	25 ~ 35	30 ~ 40	35 ~ 45	45 ~ 55	50 ~ 70	60 ~ 80	70 ~ 90	80 ~ 100					
201 ~ 400		35 ~ 45	40 ~ 60	50 ~ 70	60 ~ 80	70 ~ 90	80 ~ 100	90 ~ 100					
401 ~ 600		40 ~ 60	50 ~ 70	60 ~ 80	70 ~ 90	80 ~ 100	90 ~ 110	100 ~ 120	120 ~ 140	130 ~ 150			
601 ~ 800			60 ~ 80	70 ~ 90	80 ~ 100	90 ~ 110	100 ~ 120	110 ~ 130	130 ~ 150	140 ~ 160	150 ~ 170		
801 ~ 1 000				80 ~ 100	90 ~ 110	100 ~ 120	110 ~ 130	120 ~ 140	130 ~ 150	150 ~ 170	160 ~ 180	180 ~ 200	
1 001 ~ 1 500				90 ~ 110	100 ~ 120	110 ~ 130	120 ~ 140	130 ~ 150	140 ~ 160	160 ~ 180	180 ~ 200	200 ~ 220	220 ~ 260
1 501 ~ 2 000					110 ~ 130	120 ~ 140	140 ~ 160	150 ~ 170	160 ~ 180	180 ~ 200	200 ~ 220	220 ~ 240	260 ~ 300
2 001 ~ 2 500					130 ~ 150	150 ~ 170	160 ~ 180	180 ~ 200	200 ~ 220	220 ~ 240	240 ~ 260	260 ~ 300	300 ~ 360
> 2 500						180 ~ 200	200 ~ 220	220 ~ 240	240 ~ 260	260 ~ 280	280 ~ 320	320 ~ 360	360 ~ 420

注：1. 直径 $D > 600$ mm 的环状砂芯在制造时，若沿圆周方向分片制造，每片砂芯的 L 应以外圆弧长为基准，即 L 等于弧长；
2. 具有浇注系统的芯头长度可适当放大；
3. S_1、S_2、S_3 为芯头间隙，数值见表 4.7-47。

表 4.7-48 压环、防压环和集砂槽尺寸

mm

芯头直径 D	水平芯头				垂直芯头			
	a	b	c	r	e	f	r	
30 ~ 50	5	0.5	15	1.5	1.5	3	1.5	
51 ~ 100	5	1.0	15	2	2	3	2	
101 ~ 200	8	1.5	20	3	3	4	3	
201 ~ 400	10	1.5	25	5	4	5	5	
> 400	12	2	40	5	5	6	6	

此值应根据工厂中所使用的型砂的抗压强度来决定。一般湿型，[$\sigma_{压}$] 可取 40 ~ 60 kPa，活化膨润土砂型 [$\sigma_{压}$] 可取 60 ~ 100 kPa。干砂型 [$\sigma_{压}$] 可取为 0.6 ~ 0.8 MPa。

如果实际承压面积不能满足上式要求，则说明芯头尺寸过小，应适当放大芯头。若受砂箱等条件限制，不能增加芯头尺寸，可采用提高芯座抗压强度（许用压应力）的方法，如在芯座部分附加砂芯、铁片、耐火砖等。在许可的情况下，附加芯撑，也等于增加了承压面积。

4.4 芯撑和芯骨

4.4.1 芯撑

砂芯在铸型中主要靠芯头固定，但有时砂芯无法设置芯头或只靠芯头固定还难以稳固。因此，在生产中常采用芯撑，起辅助加固、支撑砂芯的作用。芯撑的种类很多，有单光柱、双光柱、四光柱圆形和矩形的，单扁柱、双扁柱圆形和矩形的，螺柱形的等；有钢芯撑、铸铁芯撑等。

芯撑可能与铸件熔合不良、引起气孔。所以，对油箱、水箱及阀体等在水压、气压下工作，尤其是壁厚在 8 mm 以下的薄壁件，应尽量不用芯撑，以免引起渗漏。必要时，可采用支柱上有凹槽或螺纹的芯撑或采用图 4.7-73 所示的防漏措施。图中 a、b 是让薄铁皮与铸件较好地熔合；图中 c 是使芯撑与铸件上的凸台良好地熔合，从而防止铸件在工作时渗漏。

(1) 使用芯撑时需要注意的几个问题

1) 芯撑材料的熔点应该比铸件材质的熔点高，至少相同。因此，对于铸铁件采用低碳钢或铸铁芯撑；非铁合金铸件采用与铸件相同的合金材质做芯撑。

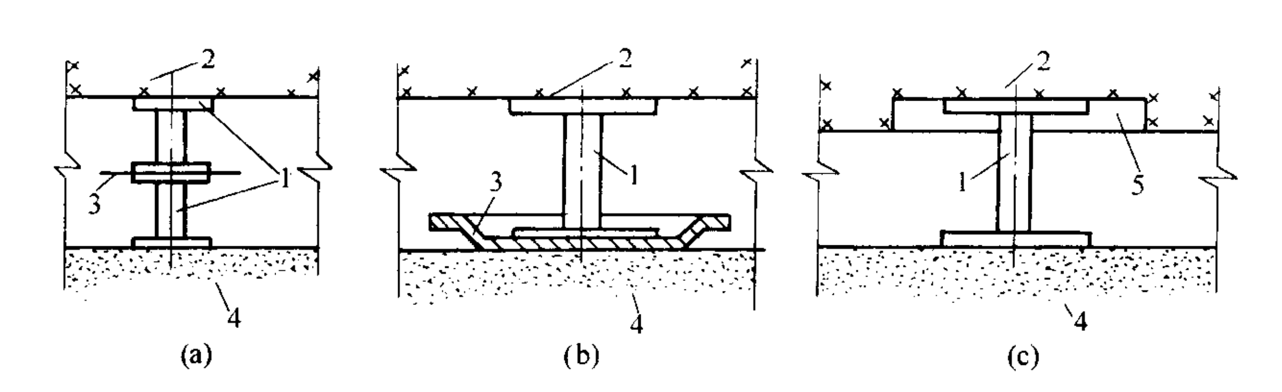


图 4.7-73　使用芯撑时的防渗漏措施

1—芯撑；2—砂芯；3—铁皮；4—砂型；5—凸台

2) 金属液体未凝固之前，芯撑应有足够的强度，不得过早熔化、软化而丧失支撑作用。在铸件凝固过程中，芯撑须与铸件很好地焊合，因此，芯撑的重量不能过小或过大。

3) 芯撑表面应该干净和平整。使用时，芯撑表面应无锈、无油、无水气。芯撑表面最好镀铝，也可以镀锌，这是为了防止芯撑表面生锈而不以与铁液熔合好。同时，芯撑在放入铸型之后，要尽快浇注，特别是湿型，以免芯撑表面凝聚水气而产生气孔或熔合不良。

4) 应尽量将芯撑放置在铸件的非加工面或不重要面上。

5) 芯撑要有足够的面积。芯撑的数量根据经验确定，也可以按下式计算

$$n = \frac{F}{A'\sigma} \qquad (4.7\text{-}4)$$

式中，n 为芯撑数目，取整数；F 为由芯撑支持的负荷，N；A'为芯撑板的面积，mm²；σ 为铸型或砂芯的允许抗压强度，MPa。

6) 尽量避免在需水压试验的铸件上使用。若使用时，应保证芯撑能与铸件本体熔合，或者在最后把它清除掉，再加以焊补。

7) 芯撑要避免在内浇道附近使用。

8) 为了防止芯撑陷入砂型、砂芯（特别是湿型、湿芯）而造成壁厚不均，可在芯撑端面垫以面积适当的芯撑垫片。

(2) 芯撑的计算

计算芯撑芯轴直径有两种常用方法：一是强度计算法，二是热平衡计算法。

1) 强度计算法　以图 4.7-74 为例，假如将钢液视作全流体，在铸型中稳定流动。铸型中芯撑所受到的压力 F 可用下式计算

$$F = [A\rho gVa^2(h - h_1)/(S^3 h_3)] + A(h - h_1)\rho g + AB(\rho_L - \rho)g \qquad (4.7\text{-}5)$$

式中，A 为砂芯水平面的投影面积，cm²；F 为芯撑所受到的压力，N；ρ_L 为钢液密度，g/cm³；V 为从砂芯底面到型腔顶面的空间容积，cm³，$V = Sh_3$；a 为内浇道 MN 截面积，cm²；S 为型腔的水平截面积，cm²；h 为从内浇道重心 MN 到浇口杯顶面的高度，cm；h_1 为从内浇道重心 MN 到砂芯底面的高度，cm；h_2 为从内浇道重心 MN 到型腔上面的高度，cm；h_3 为从砂芯底面到型腔上面的高度，cm，$h_3 = h_2 - h_1$；B 为砂芯高度，cm；ρ 为砂芯密度，g/cm³；g 为重力加速度，$g = 980$ cm/s²。

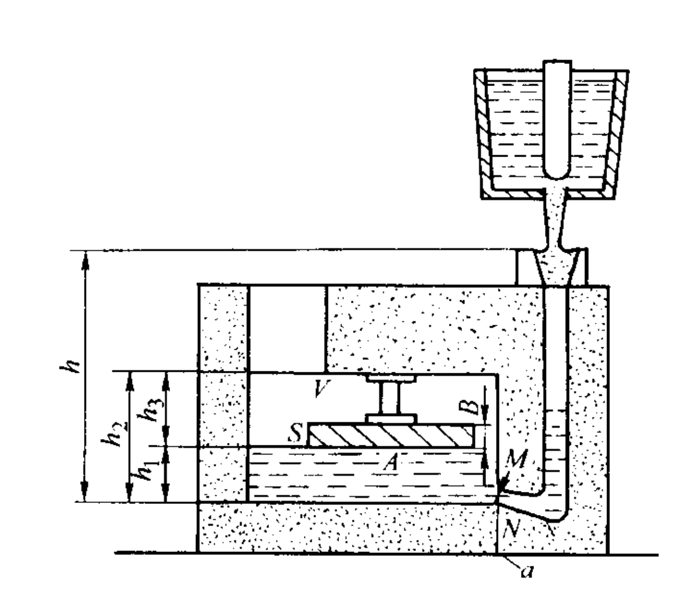


图 4.7-74　计算浇注过程中芯撑受到压力的模拟图

式 (4.7-5) 中的第一项是钢液上升流动对砂芯产生的动压力；第二项是钢液接触砂芯下表面时，砂芯下表面受到的静压力；第三项是砂芯浸没在钢液中，砂芯受到的浮力和重力的差值。

通常取芯撑轴径每一单位截面积的压强为 6.9 ~ 10.8 MPa，表 4.7-49 和表 4.7-50 是国外某厂采用的芯撑轴径尺寸和抗压力的关系和砂型抗压强度的数值，可供参考。

表 4.7-49 芯撑轴径尺寸和抗压力的关系

芯撑轴径/mm	3	5	6	10
抗压力/N	49	196	294	784

表 4.7-50 砂型的抗压强度

铸型类型	抗压强度/MPa
湿型	0.14
黏土干型	0.7
水玻璃砂型	1.0

2）热平衡计算法 在熔合良好的情况下，芯撑温度在充型后应升高到接近充型金属液的温度。

以铸钢件为例。在熔合良好的情况下，芯撑应加热到1 450℃以上；在允许不熔合的情况下，芯撑也应加热到1 400～1 450℃。根据热平衡计算，得到铸钢件芯撑柱直径计算公式为

熔合芯撑

$$d = 4.54 \times 10^{-5} \delta^{1.8} \Delta t \quad (4.7\text{-}6)$$

不熔合芯撑

$$d = 1.32 \times 10^{-4} \delta^{1.8} \Delta t \quad (4.7\text{-}7)$$

式中，d 为芯撑柱直径，mm；δ 为铸件壁厚，mm；Δt 为钢液过热度，℃，取决于浇注温度。

图4.7-75是由式（4.7-6）导出的列线图，图4.7-76是由式（4.7-7）导出的列线图。由这两个图，可根据铸钢件壁厚和浇注温度查得铸钢件砂型铸造用熔合芯撑或不熔合芯撑的芯撑柱直径。

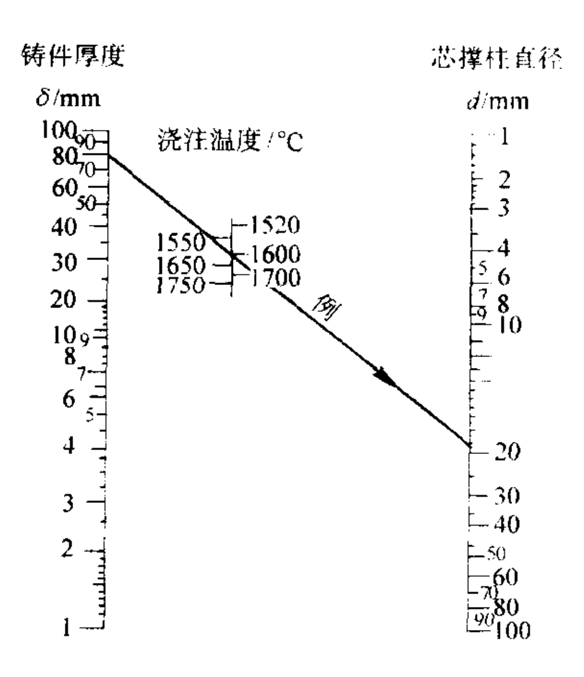


图 4.7-75 求熔合芯撑柱直径列线图

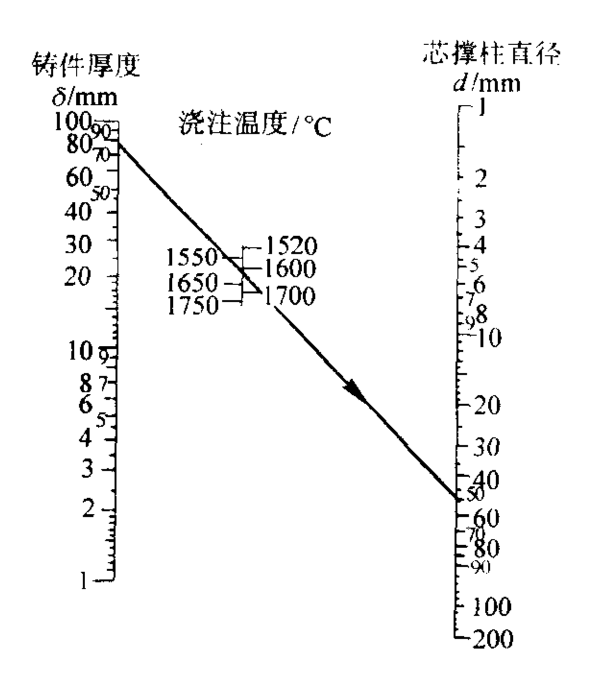


图 4.7-76 求不熔合芯撑柱直径列线图

例：设铸件壁厚 $\delta = 80$ mm，浇注温度为1 600℃，从图4.7-75查得熔合芯撑的芯撑柱直径为 $\phi 19$ mm；从图4.7-76查得不熔合芯撑的芯撑柱直径为 $\phi 50$ mm。

对于薄壁铸件，在设置芯撑的部位常给以凸台加厚（见图4.7-77），因此增加了该部位的铸件模数和改善了芯撑被熔合的条件，或至少保证了不因铸件的凝固收缩而引起铸件产生裂纹。凸台被芯撑激冷后的实用模数应与凸台周围的薄壁部分的模数相同（或者小一点），以保证凸台没有缩孔。

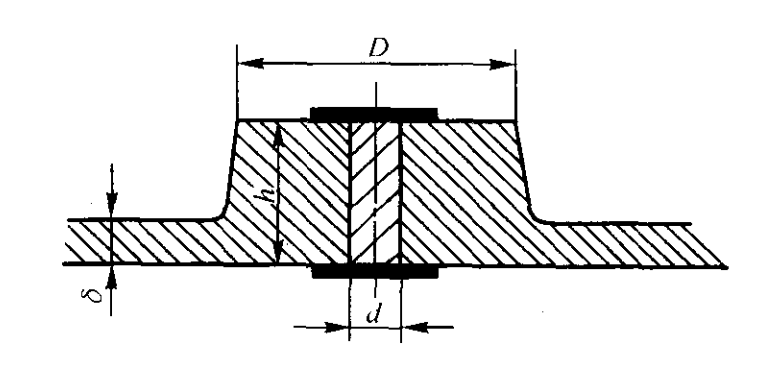


图 4.7-77 薄壁铸件上设置的凸台

在凸台中采用熔合芯撑时，可取芯撑柱直径 d 与薄壁的厚度 δ 相等，凸台高度 h 为凸台直径 D 的一半。

图4.7-78表示采用熔合芯撑的凸台高度 h 与钢液浇注温度的关系。求出 h 后，可根据 $D = 2h$ 算出凸台的直径。

在凸台中采用不熔合芯撑时，芯撑柱直径 d 及凸台高度 h 和直径 D 与铸件壁厚的关系如式（4.7-8）所示。

$$\left.\begin{aligned} d &= \delta \\ h &= 2.2\delta \\ D &= 4.4\delta \end{aligned}\right\} \quad (4.7\text{-}8)$$

强度计算法和热平衡计算法都是近似计算方法，尤其是用热平衡计算法计算的熔合芯撑抗压强度很低。选用芯撑时，应根据实践经验及铸造手册中列出的各类芯撑的尺寸和承载能力，对计算结果做必要的修正。

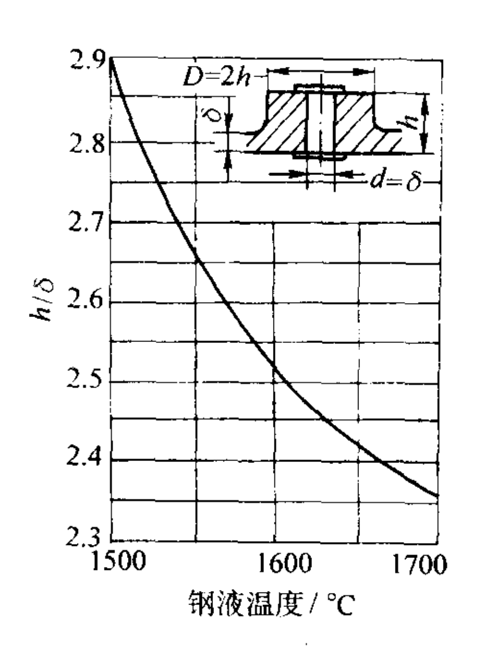


图 4.7-78 采用熔合芯撑的凸台高度与钢液浇注温度的关系

4.4.2 芯骨

为了保证砂芯在制造、运输、装配和浇注过程中不变形、不开裂或折断，砂芯应具有足够的刚度与强度。生产中通常在砂芯中埋置芯骨，以提高其强度和刚度。

对于小砂芯或砂芯的细薄部分，通常采用易弯曲成形、回弹性小的退火铁丝制作芯骨，可防止砂芯在烘干过程中变形或开裂。

对于大、中型砂芯，一般采用铸铁芯骨或用型钢焊接而成的芯骨。这类芯骨由芯骨框架和芯骨齿组成，可反复使用。对于一些大型的砂芯，为了便于吊运，在芯骨上应做出吊攀。

铸铁芯骨如图4.7-79所示。

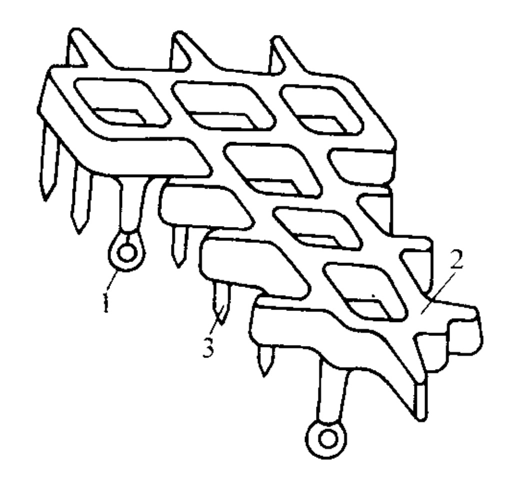


图 4.7-79 铸铁芯骨示意图
1—吊攀；2—芯骨框架；3—芯骨齿

芯骨框架截面尺寸、芯骨插齿直径及芯骨铸出吊攀直径分别见表 4.7-51 ~ 表 4.7-53。

对于长管状铸件的芯骨，一般采用钻有许多孔眼的铁管，以利于排气，如图 4.7-80 所示。

芯骨的形状、大小及材料应与砂芯的形状相适应，并均匀分布于砂芯的断面上，其尾端应伸入芯头，同时，要防止因芯骨而阻碍铸件的收缩。

为便于芯骨的制造、有利于从砂芯中取出芯骨和重复使用，芯骨可做成可拆式的。如图 4.7-81 中的水泵曲管的可拆式芯骨是由两部分组成，在制芯前先将带有方锥的芯骨 1 和芯骨 2 销紧，四周用铁片垫好。清砂时分别取出芯骨 1 和芯骨 2。

表 4.7-51 芯骨框架截面尺寸 mm

砂芯尺寸（长 × 宽）	砂芯高度				
	≤100	> 100 ~ 200	> 200 ~ 500	> 500 ~ 1 500	> 1 500
< 500 × 500	25 × 20	25 × 20	30 × 25	45 × 35	55 × 40
> (500 × 500) ~ (1 000 × 1 000)	30 × 25	30 × 25	30 × 25	45 × 35	55 × 40
> (1 000 × 1 000) ~ (1 500 × 1 500)	30 × 25	45 × 35	45 × 35	45 × 35	55 × 40
> (1 500 × 1 500) ~ (2 500 × 2 500)	45 × 30	45 × 35	45 × 35	55 × 40	70 × 50
> 2 500 × 2 500	45 × 30	45 × 35	55 × 40	55 × 40	70 × 50

表 4.7-52 芯骨齿直径 mm

砂芯高度	芯骨齿直径
≤300	10 ~ 15
300 ~ 500	15 ~ 20
500 ~ 800	20 ~ 25
800 ~ 1 200	25 ~ 30

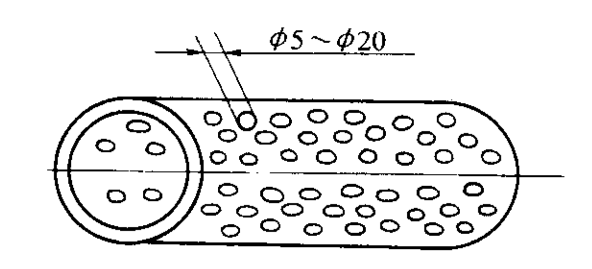


图 4.7-80 铁管芯骨

表 4.7-53 芯骨吊攀直径 mm

砂芯尺寸（长 × 宽）	在下列芯骨高度时				
	≤100	> 100 ~ 200	> 200 ~ 500	> 500 ~ 1 500	> 1 500
< 500 × 500	3	3	8	8	12
> (500 × 500) ~ (1 000 × 1 000)	8	8	10	12	12
> (1 000 × 1 000) ~ (1 500 × 1 500)	8	8	12	12	15
> (1 500 × 1 500) ~ (2 000 × 2 000)	8	12	12	15	15
> 2 500 × 2 500	12	12	15	15	15

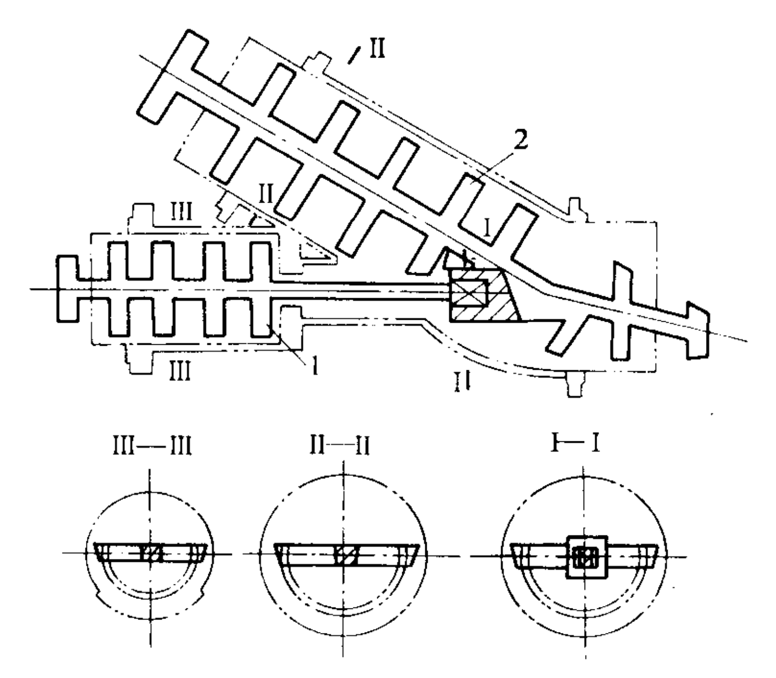


图 4.7-81 水泵曲管砂芯的可拆式芯骨

选择芯骨要满足下列要求：

1）保证砂芯具有足够的强度和刚度，以防止产生变形和断裂，而且又要注意芯骨不阻碍铸件的收缩，因此芯骨应有适当的吃砂量（见表 4.7-54）。

2）芯骨不应妨碍在砂芯中安放冷铁、冒口和砂芯排气。

3）在组芯及紧固砂芯需要时，应在芯骨上铸出吊攀。

4）如果是组合砂芯，芯骨应考虑组合砂芯的连接和紧固方法。

5）中、小砂芯用铸铁做芯骨；当用水玻璃砂和树脂砂制小砂芯时，可考虑用圆钢做芯骨；大型砂芯用铸钢做芯骨。对大型砂芯要在主梁上插齿，将整个砂芯连接在主梁上，插齿材料可用圆钢或盘圆，或两者结合使用（用盘圆组成格子筛网，也可组成格子筛网后再焊在主梁上）。

表 4.7-54　芯骨吃砂量　mm

砂芯尺寸（长×宽）	吃砂量
<300×300	15~25
(300×300) ~ (500×500)	20~40
(500×500) ~ (1 000×1 000)	25~40
(1 000×1 000) ~ (1 500×1 500)	30~50
(1 500×1 500) ~ (2 000×2 000)	40~60
(2 000×2 000) ~ (2 500×2 500)	50~70

4.5　砂芯的排气、拼合及预装配

4.5.1　砂芯的排气

砂芯在高温金属液的作用下，由于水分蒸发及有机物的挥发、分解和燃烧，在浇注后很短时间内会产生大量气体。当砂芯排气不良时，这些气体会侵入到金属液中，使铸件产生气孔缺陷。因此，在砂芯的结构设计、制造方式，以及在下芯、合型操作中，都要采取必要的措施，使浇注时在砂芯中产生的气体，能顺利地通过芯头及时排出。为此，在制芯方法上应采用透气性好的芯砂制作砂芯，砂芯中应开设排气道，芯头尺寸要足够大，以利于气体的排出。在下芯时，应注意不要堵塞芯头的出气孔，在铸型中与芯头出气孔对应的位置应开设排气通道，以便将砂芯中产生的气体引出型外。对于一些砂芯多而复杂的薄壁箱体类铸件，尤其要改善砂芯的排气条件。对于形状复杂的大砂芯，应开设纵横交叉的排气道。排气道必须通至芯头端面，不得与砂芯工作面相通，以免铁液钻入。砂芯排气道可用如下方法开设：用通气针、通气模板，用蜡线、尼龙管，用手工开挖法，在大砂芯中放入焦炭、炉渣、带孔铁管等排气填料的方法。

4.5.2　砂芯的拼合及预装配

将多个砂芯拼合成一个较大或复杂的砂芯时，砂芯间的连接要可靠，相互位置应符合铸件图或铸造工艺图的要求。

砂芯的拼合情况分为四种。

1）湿芯相互拼合。常用于对开式芯盒制芯，其优点是不需要磨削砂芯黏合面，易保证砂芯精度。但砂芯烘干时常须采用成形烘干器或砂座支承。

2）湿芯与干芯拼合。如图 4.7-82 所示，将形状简单的 $1^{\#}$ 小干砂芯置于大湿砂芯 $2^{\#}$ 芯盒的相应部位的孔中，露出芯头。制 $2^{\#}$ 砂芯时，将 $1^{\#}$ 与 $2^{\#}$ 砂芯连成一体。也可在制造 $2^{\#}$ 砂芯时，将 $1^{\#}$ 砂芯芯头插入 $2^{\#}$ 砂芯芯座中。

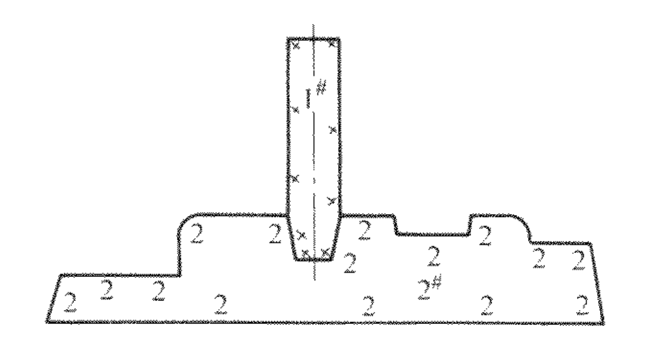


图 4.7-82　湿芯与干芯拼合（$1^{\#}$ 小干砂芯，$2^{\#}$ 湿砂芯）

3）干芯相互拼合。主要用于形状复杂，精度要求较高的砂芯，其操作工序较多。对于小砂芯，可用糊精膏或砂芯黏合剂黏合；对于大砂芯，须采用螺栓连接或用铁丝绑扎在一起；对于尺寸精度要求较高的中、小型砂芯，可采用浇注易熔合金（例如锌合金）的方法使之连接成一体。用螺栓或浇注易熔合金方法连接时，被连接的砂芯应做出连接孔。两个砂芯非接触面之间的尺寸，可用量规予以控制。

4）为适应机械化流水生产的高速度的要求，对尺寸精度要求高且砂芯多的铸件，可采用专用组芯模具和应用自动锁芯系统（KEY CORE SYSTEM 或称为制芯中心）进行砂芯预装配，以适应生产节拍的要求和提高铸件的制造精度。图 4.7-83 气缸体自动锁芯系统制芯过程示意图。

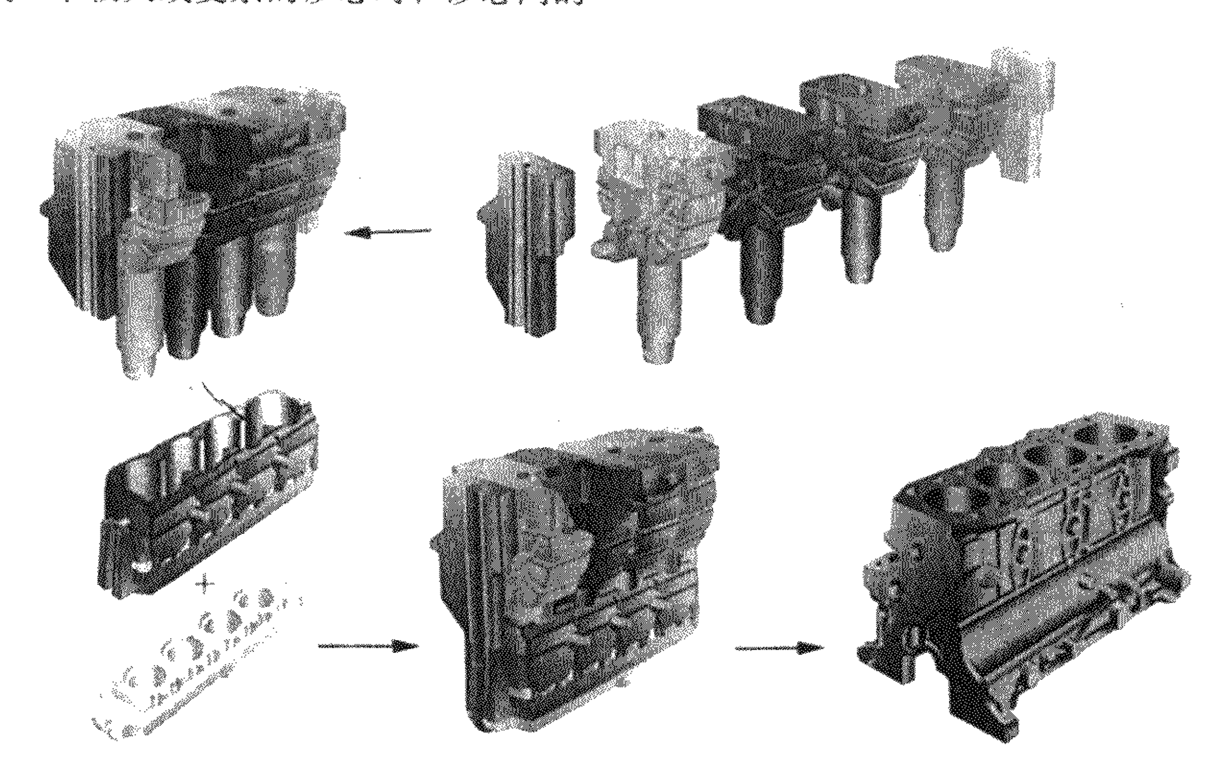


图 4.7-83　缸体自动锁芯系统制芯过程示意图

自动锁芯系统的制芯过程包括：①制单个砂芯，其上预留有锁芯通道。②将砂芯采用专用的组芯夹具组合在一起。③将组合好的砂芯在制芯机上进行二次射砂，使砂芯之间连接在一起。

自动锁芯系统具有以下优点：

① 原材料供应　所需的原材料与制芯材料相同，即用相同的芯砂和树脂。这样，可省去了制备其它辅助材料所需的生产环节。

② 采用自动锁芯系统技术对芯盒并无特殊要求，可实现组芯过程生产自动化，避免了人为因素而造成的质量事故。夹具中的机械定位装置可保证高的精度要求，其精度的准确性也容易被检测及实施。

③ 单个芯组成整体芯后，可始终保证整体尺寸精度的要求。

④ 自动锁芯系统可将制芯工艺过程进行流水化设计，从制芯、修芯、涂料、烘干和运送到下芯部位实现自动化。

⑤ 自动锁芯系统的锁芯通道增强了砂芯强度，有利于整体砂芯的机械化配送。

⑥ 可省去修芯环节。

⑦ 自动锁芯系统对铸件加工的精度提供了有效保证。减少了加工量，加工余量可降低 1.5 mm 以上，减少了加工刀具的磨损量。

⑧ 自动锁芯系统能提高铸件质量，提高铸件销售的附加值。随着对铸件质量的要求不断提高，它将会更为广泛的采用。

5 浇注系统设计

浇注系统是铸型中液态金属流入型腔的通道之总称。铸铁件浇注系统的典型结构如图 4.7-84 所示，它由浇口杯（外浇口）、直浇道、直浇道窝、横浇道和内浇道等部分组成。广义地说，浇包和浇注设备也可认为是浇注系统的组成部分，浇注设备的结构、尺寸、位置高低等，对浇注系统的设计和计算有一定影响；此外，出气孔也可视为浇注系统的组成部分。

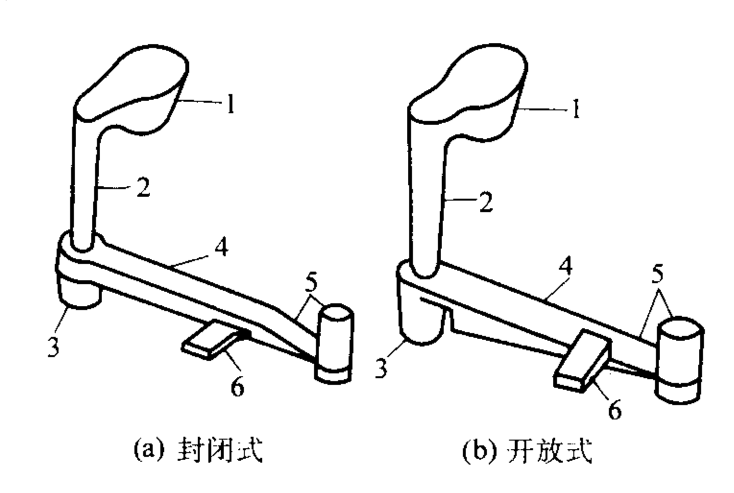


图 4.7-84 典型浇注系统的结构
1—浇口杯；2—直浇道；3—直浇道窝；4—横浇道；5—末端延长段；6—内浇道

浇注系统设计得正确与否对铸件质量影响很大，铸件废品中约有 30%是因浇注系统不当引起的。

5.1 基本类型

5.1.1 对浇注系统的基本要求

对浇注系统的基本要求是：

1）所确定的内浇道的位置、方向和个数应符合铸件的凝固原则或补缩方法。

2）在规定的浇注时间内充满型腔。

3）提供必要的充型压力头、保证铸件轮廓、棱角清晰。

4）使金属液流动平稳，避免严重紊流。防止卷入、吸收气体和使金属过度氧化。

5）具有良好的阻渣能力。

6）金属液进入型腔时线速度不可过高，避免飞溅、冲刷型壁或砂芯。

7）保证型内金属液面有足够的上升速度，以免形成夹砂结疤、皱皮、冷隔等缺陷。

8）不破坏冷铁和芯撑的作用。

9）浇注系统的金属消耗小，并容易清理。

10）减小砂型体积，造型简单，模样制造容易。

此外，对于薄小铸件常可用浇注系统当冒口，有一定补缩作用。对于大量流水线生产的球墨铸铁件，在浇注系统结构中增加反应室，可实现型内球化或型内孕育处理，其浇注系统分别示于图 4.7-85、图 4.7-86。

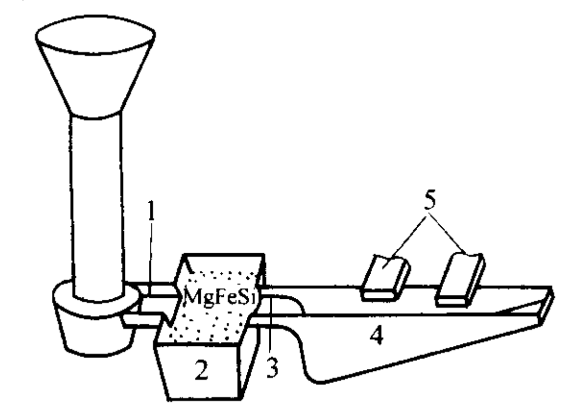


图 4.7-85 型内球化处理的浇注系统
1—一次阻流；2—反应室；3—反应室出口；4—横浇道；5—内浇道

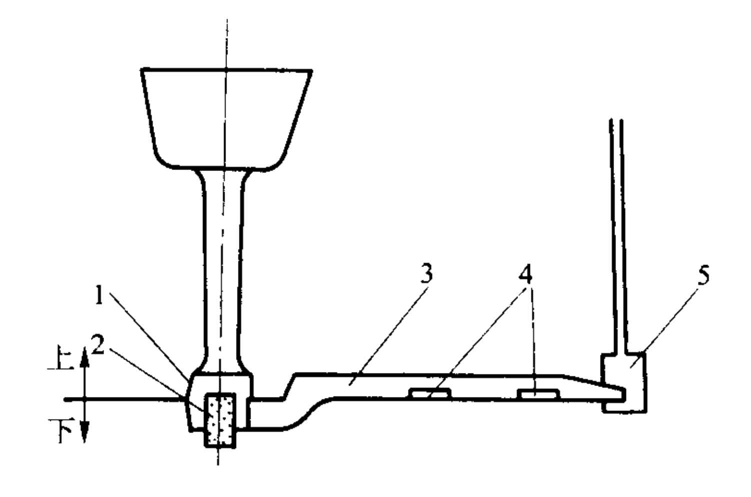


图 4.7-86 型内孕育处理的浇注系统
1—直浇道窝兼反应室；2—孕育合金块；3—横浇道；4—内浇道；5—末端延长段

5.1.2 基本类型及特点

常用的浇注系统分类方法有两种：根据浇注系统各单元截面的比例关系，可分为封闭式、半封闭式、开放式、封闭开放式等 4 种类型；根据内浇道在铸件上的相对位置（引入位置），分为顶注式、中注式、底注式和阶梯注入式等 4 种类型。

（1）按浇注系统各单元的截面比例分类

按浇注系统各单元的截面比例关系的分类见表 4.7-55。

表 4.7-55 浇注系统按各单元截面比例分类

类型	截面比例关系	特点及应用
封闭式	$A_{杯} > A_{直} > A_{横} > A_{内}$	阻流截面在内浇道上。浇注开始后，金属液容易充满浇注系统 挡渣能力较强，但充型液流的速度较快，冲刷力大，易产生喷溅 一般地说，金属液消耗少，且清理方便，适用于铸铁的湿型小件及干型中、大件
开放式	$A_{直上} < A_{直下} < A_{横} < A_{内}$	阻流截面在直浇道上口（或浇口杯底孔）。当各单元开放比例较大时，金属液不易充满直、横、内浇道，呈非充满流动状态 充型平稳，对型腔冲刷力小，但挡渣能力较差 一般地说，金属液消耗多，不利于清理，常用于非铁合金、球墨铸铁及铸钢等易氧化的金属铸件，灰铸铁件上很少应用

续表 4.7-55

类型	截面比例关系	特点及应用
半封闭式	$A_{直}<A_{横}$ $A_{横}>A_{内}$ $A_{直}>A_{内}$	阻流截面在内浇道上，横浇道截面为最大。浇注中，浇注系统能充满。但较封闭式晚 具有一定的挡渣能力。由于横浇道截面大，金属液在横浇道中流速减小。充型的平稳性及对型腔的冲刷力都优于封闭式 适用于各类灰铸铁件及球墨铸铁件
封闭开放式	$A_{杯}>A_{直}<A_{横}<A_{内}$ $A_{杯}>A_{直}>A_{集渣包出口}<A_{内}$ $A_{直}>A_{阻}<A_{横后}<A_{内}$ $A_{直}>A_{阻}<A_{内}<A_{横后}$	阻流截面设在直浇道下端，或在横浇道中，或在集渣包出口处，或在内浇道之前设置的阻流挡渣装置处 阻流截面之前封闭，其后开放，故既有利于挡渣，又使充型平稳，兼有封闭式与开放式的优点 适用于各类铸铁件，在中、小件上应用较多，特别是在一箱多件时应用广泛。目前铸造过滤器的使用，使这种浇注系统应用更为广泛

注：表中 $A_{杯}$、$A_{直}$、$A_{横}$、$A_{阻}$、$A_{内}$等分别指浇口杯、直浇道、横浇道、阻流片、内浇道等各单元最小处的总截面积。

1）“封闭”、“开放”是指浇注系统的截面比例关系，应同“充满”、“不充满”区分开。只是说在正常的浇注条件下，封闭式浇注系统是充满式。

2）$A_{直}:A_{横}:A_{内}$ 浇道截面积比值代表了浇注系统的一个特征，说明朝着铸件方向它的截面积的变化规律。如果浇道截面积逐渐缩小，会产生一种阻流效应，使浇注系统易于充满；若朝着铸件方向它的截面积逐渐增大，使浇注系统中的金属液流动趋于平缓，甚至会出现非充满流态。

3）在封闭式浇注系统中，金属液进入型腔，易产生喷射效应；而在开放式浇注系统中，易于形成非充满流动及带入气体。因此应按照被浇注的合金种类、铸件的具体情况来选择浇注系统各单元的比例关系。理想的浇注系统应刚好建立起保证金属液充满全部浇道的正压力，又能避免带气。

4）传统理论把液体金属视为理想流体，因此“封闭”式就是“充满”式、“开放”式就是“不充满”式浇注系统。而液体金属是实际流体，有黏度，有阻力。在砂型中只有全部浇道的金属液为正压力，才呈充满式流态。理论计算和实际浇注试验证明：封闭式是充满式、而“开放”式就不一定是非充满式浇注系统。

（2）按内浇道在铸件上的注入位置分类

1）顶注式浇注系统　以浇注位置为基准，内浇道设在铸件顶部的称为顶注式浇注系统。

2）中注式浇注系统　从铸件中间某一高度面上开设内浇道的称为中注式浇注系统。

3）底注式浇注系统　内浇道设在铸件底部的称为底注式浇注系统。

4）阶梯式浇注系统　在铸件不同高度上开设多层内浇道的称为阶梯式浇注系统。

上述浇注系统的形式、典型图例、特点及应用，见表4.7-56。

表 4.7-56　按内浇道在铸件上的位置浇注系统的分类

类型	形式	图例	特点及应用
顶注式	基本形式	1、2、3、4 1—浇口杯；2—直浇道；3—铸件；4—出气孔	内浇道设在铸件顶部，金属液由顶面流入型腔。易于充满，有利于铸件形成自下而上的凝固顺序，补缩效果好 浇注系统简单，造型及清理方便，金属液消耗少 对砂型的冲击力较大，金属液易产生喷溅、氧化。易于造成砂眼、气孔、铁豆、氧化夹渣等缺陷 适用于结构简单的小件及补缩要求高的厚壁铸铁件
	雨淋式	1、2、3、4、5 1—内浇道；2—浇口杯；3—横浇道；4—冒口；5—铸件	横浇道（又称雨淋环）是截面最大单元，金属液由铸件顶部许多小孔（内浇道）流入型腔 金属液分成多股细流连续地注入，对型腔冲击力小，液面活跃，排气方便，挡渣效果好，又能防止型腔内夹杂物黏附在型、芯壁上 能形成自下而上的顺序凝固和良好的补缩条件，有利于获得组织致密的铸件 适用于壁厚均匀的圆筒类铸铁件，如缸套。在板状、箱体、床身等类铸铁件方面也有广泛应用

续表 4.7-57

类型	形式	图　例	特　点　及　应　用
顶注式	压边式	1—压边浇口；2—铸件	结构简单，操作方便，易于清理 关键在压边尺寸。金属液经压边窄缝流入型腔，充型慢而平稳，对型腔冲力小，边浇注、边补缩，有利于顺序凝固，补缩效果好 一般采用封闭式，对于高牌号铸铁件，可采用封闭—开放式 适用于中、小型厚壁铸铁件及非铁合金铸件 可从压边浇口直接浇注。对重要铸件，用直浇道、横浇道引入压边浇口浇注
	楔形式	1—楔形浇口；2—缝隙内浇道；3—铸件	楔形式俗称刀片式。内浇道呈缝隙状，根部窄而长，金属液流程短，能迅速充满型腔 结构简单，造型、清理方便，但内浇道与铸件连接处的型砂应较紧实 适应于薄壁容器类铸件
	搭边式	1—浇口杯；2—直浇道；3—横浇道；4—内浇道	金属液沿型壁注入，充型快而平稳，可减少冲砂 清理内浇道残余较困难 适用于薄壁中空铸铁件
中注式	基本形式	1—浇口杯；2—出气口；3—直浇道；4—内浇道；5—横浇道；6—铸件	内浇道开设在铸件中部某一高度上，一般从分型面注入，造型比较方便 兼有顶注式和底注式的优缺点 生产中应用广泛，适用壁厚较均匀、高度不太大的中、小型各类合金铸件
	阻流式	(a) 垂直阻流式 (b) 水平阻流式 1—直浇道；2—横浇道；3—阻流片	分水平阻流式和垂直阻流式两类。由于阻流片很窄（4～7 mm），从浇口杯到阻流片这一段封闭性强，有利于挡渣。从阻流片流出的金属液进入宽大的横浇道，流速减慢，有利于渣子上浮。挡渣性能好 水平阻流式结构简单，制作方便，适于小批手工造型。但挡渣效果差些 垂直阻流式结构复杂，制作困难。对型砂质量要求较高 适于机器造型、挡渣要求高的中、小铸铁件

续表 4.7-56

类型	形式	图例	特点及应用
中注式	稳流式（缓流式）	1—直浇道；2—内浇道	利用在分型面上，上、下安置的多级横浇道，增加金属在流动过程中的阻力，使之充型平稳 $A_{直} > A_{内}$，能挡渣。如同时使用过滤器，可增强挡渣能力 与阻流式相比，对型砂质量要求较低 适用于成批或大量生产的较重要的、复杂的中、小铸铁件
	集渣包式	集渣包	一般做成离心式。使金属液在集渣包内做旋转运动，使熔渣聚集在集渣包中心。液流出口方向应与旋转方向相反 集渣包入口截面应大于出口截面，以满足"封闭"条件 当集渣包尺寸足够大时，可以起到暗冒口补缩作用 主要用于重要的大、中型铸铁件，在可锻铸铁及球墨铸铁件上应用较多
	锯齿式	(a) 逆齿式 (b) 顺齿式 1—直浇道；2—锯齿形横浇道	有一定的挡渣作用，分顺齿式和逆齿式两种。逆齿式挡渣效果更好些 可用于成批生产的中、小型铸铁件
	过滤网式	1—滤渣网；2—直浇道；3—横浇道；4—内浇道	过滤网由油砂、树脂砂、玻璃纤维或多孔陶瓷等材料制成，一般设置在直浇道上端或下端，也可设在横浇道中，使熔渣留存在浇口杯或黏附在过滤网的上面 过滤网前应满足"封闭"要求，当过滤网在直浇道顶部时，要求 $A_{网}$ = (1.2~1.3) $A_{直}$ 使用油砂制作的过滤网时，金属液压力头高度不宜过高，浇注时间不宜过长，以免冲垮过滤网 适用于成批生产的中、小型铸铁件
底注式	基本形式	1—直浇道；2—横浇道；3—内浇道；4—冒口；5—冷铁	内浇道位于铸件底部，金属液充型平稳，对型、芯冲击力小，金属氧化轻，有利于型腔内气体排出 由于铸件下部温度高，不利于补缩，且金属液消耗多 如果充型时间过长，金属液在型腔上升中长时间与空气接触，表面易生氧化皮 有利于由浇注系统及金属液带来的气体的排除 适用于非铁合金及铸钢件，也应用于较高或形状复杂的铸铁件

续表 4.7-56

类型	形式	图　例	特　点　及　应　用
底注式	底雨淋式	1—浇口杯；2—直浇道；3—铸件；4—内浇道；5—横浇道；	充型均匀平稳，可减少金属液氧化 金属液在型腔中不旋转，可避免熔渣黏附在砂芯壁上 适用于要求高的缸套、外形及内腔复杂的套筒及大型机床床身等铸铁件
	牛角式	(a) 正牛角 (b) 反牛角 1—浇口杯；2—直浇道；3—横浇道；4—牛角浇道	浇注时，充型很快趋于平稳，对砂芯冲击力小，浇注系统内常设置过滤网 反牛角式可避免出现“喷泉”现象，能减小对砂芯和型壁的冲击，金属氧化轻 适用于各种带齿的齿轮及各种有砂芯的圆柱形铸件，在非铁金属铸件上应用广泛
分层注入式	阶梯式	1—冒口；2—浇口杯；3—直浇道；4—分层内浇道	金属液进入型腔是自下而上分层进行的。内浇道分散，金属液冲击力小，充型平稳 高温金属液在型腔上部，有利于补缩、排气，兼有顶注和底注的优点 砂型不易局部过热，但造型复杂，金属消耗大，清理难度大 适用于要求高的、高大的铸件。如汽缸体、机床床身及各种底座类等大型铸铁、铸钢件
	垂直缝隙式	1—浇口杯；2—直浇道；3—横浇道；4—中间直浇道；5—浇口；6—铸件	这是阶梯式浇注系统的特殊形式。中间直浇道截面较大，浇注时呈非充满流态 充型平稳，有利于顺序凝固，获得组织致密的铸件 适用于小型的、要求较高的非铁合金及铸钢件。也适用于较高的铸铁实体件和垂直分型铸件

5.2 基本组元

5.2.1 浇口杯

（1）功用

浇口杯可用来承接来自浇包的金属液，防止金属液飞溅和溢出，便于浇注；减轻液流对型腔的冲击；分离渣滓和气泡，阻止其进入型腔；增加充型压力头。只有浇口杯的结构正确，配合正当的浇注操作，才能实现上述功能。

（2）形式和特点

浇口杯分漏斗形和盆形两大类。漏斗形浇口杯挡渣效果差，但结构简单，消耗金属少。盆形浇口杯效果较好（见图 4.7-87），底部设置堤坝有利于浇注操作，使金属的浇注速度达到适宜的大小后再流入直浇道。这样浇口杯内液体深度大，可阻止水平旋涡的产生而形成垂直旋涡，从而有助于分离渣滓和气泡。

浇口杯中出现水平旋涡会带入渣滓和气体，因而应注意

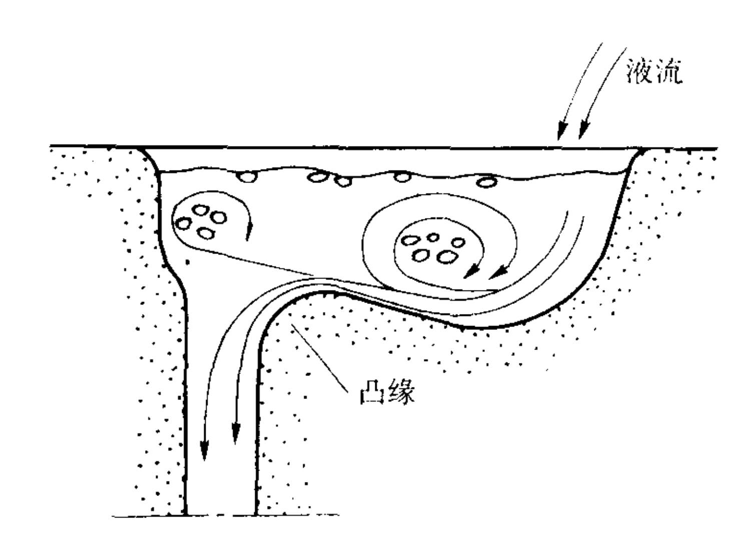


图 4.7-87 盆形浇口杯

防止。当合金液从各个方向流入直浇道时，各向流量不均衡，某一流股的流向偏离直浇道中心就会形成水平旋涡，如图 4.7-88 所示。如忽略金属黏度的影响，视液态金属为理想流体，浇口杯内旋转的液态金属应满足动量矩守衡原理，于是有

$$Mvr = 常量 \tag{4.7-9}$$

式中，M 为距离直浇道中心为 r 处的质点的质量；v 为 M 点的切线速度；r 为 M 点距直浇道中心的距离。

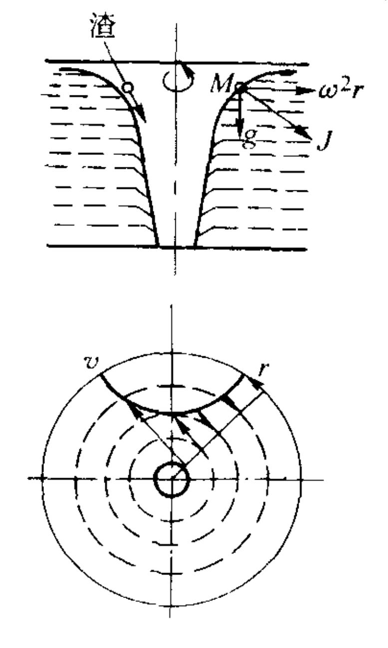
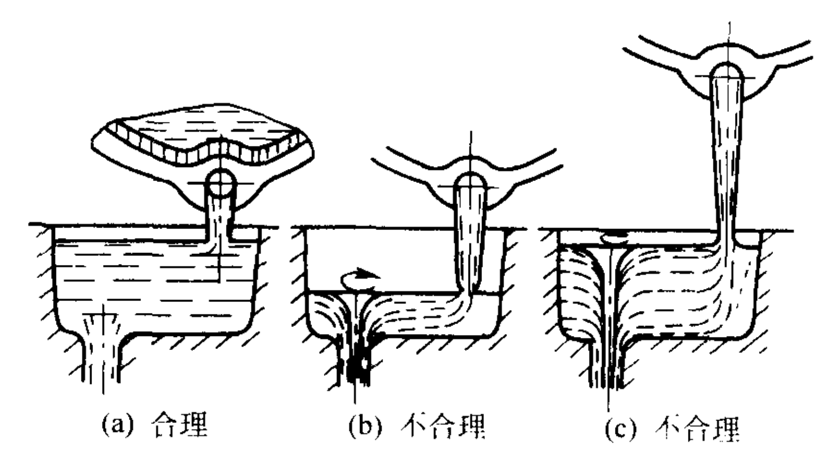


图 4.7-88 浇口杯中的水平旋涡

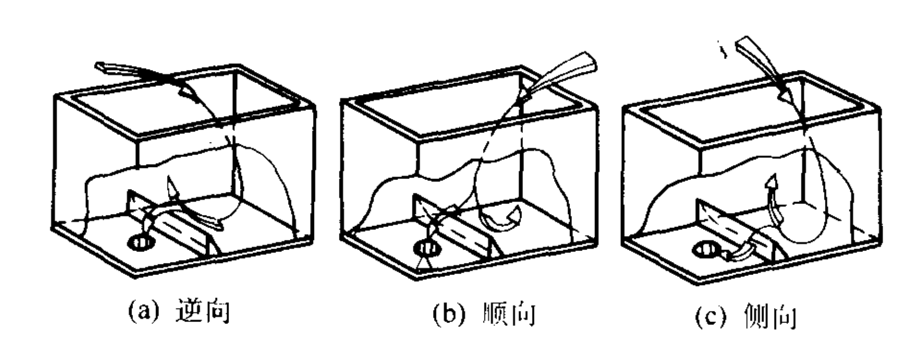
由上式可知，一旦出现水平旋涡，距直浇道中心越近，金属质点的切线速度越高，这样使 M 质点的离心加速度（$\omega^2 r = v^2/r$）也越高。重力加速度和离心加速度的合成加速度（$\vec{J}$）的方向，越靠直浇道中心时，J 的方向越接近于水平。液体的等压面和总加速度方向相垂直，因而，向直浇道中心靠近，等压面由水平逐步过渡为垂直，因此形成漏斗形中空的大气压力表面。这样一来，浮在浇口杯液面上的非金属夹渣物会沿着弯曲的液面，一面旋转，一面和空气一同进入直浇道。

水力模拟试验表明，影响浇口杯内水平旋涡的主要因素是浇口杯内液面的深度，其次是浇注高度、浇注方向及浇口杯的结构等。浇口杯内液面深度和浇注高度的影响如图 4.7-89 所示。液面浅极易出现水平旋涡。液面深度超过直浇道上口直径的 5 倍时可基本消除水平旋涡；浇包嘴距浇口杯越高，水平旋涡越易于产生，这与偏离直浇道中心的水平流速较高有关。浇注方向的影响见图 4.7-90。逆向浇注较顺向浇注为佳，侧向浇注介乎两者之间。



(a) 合理 (b) 不合理 (c) 不合理

图 4.7-89 液面深度和浇注高度对形成水平旋涡的影响



(a) 逆向 (b) 顺向 (c) 侧向

图 4.7-90 浇注方向的影响

可采取以下措施减轻或消除水平旋涡：使用深度大的浇口杯，深度应大于直浇道上端直径的 5 倍；应用拔塞、浮塞和铁隔片等方法，使浇口杯内液体达到深度要求时，再向直浇道提供洁净的金属；在浇口杯底部安置筛网砂芯或雨淋砂芯来抑止水平旋涡；在浇口杯中设置"闸门"、堤坝等；降低浇注高度以避免水平旋涡，并促使形成垂直旋涡。垂直旋涡能促使熔渣和气泡浮至液体表面，对挡渣和分离冲入的气泡有利。为此，浇包嘴设计得长些为好。此外，应采用逆向浇注，液流不要冲着直浇道。

常用浇口杯的形式和特点见表 4.7-57。

表 4.7-57 浇口杯的形式

形式	图例	特点与应用
漏斗式	φ50~φ60　30~40　φ60~φ80　80	可在砂型中直接挖出或用简单的金属浇口圈做出，操作方便 一般用于小型铸铁件、铸钢件及非铁合金铸件 中、大型铸钢件使用特制的耐火漏斗砖
拔塞式		箱体用钢板焊接成或用铸铁件制成。使用时需向内壁喷刷涂料和预热。因温度高，操作不方便。用于大、中型非铁合金铸件 用小砂箱舂砂做出浇口杯，适用于大、中型重要的铸铁件

续表 4.7-57

形式	图　例	特　点　与　应　用
铁隔片式		用小砂箱舂砂做出浇口杯，在浇口杯底部和上砂箱之间，垫以薄的铁隔片，把直浇口隔开。当浇口杯液面浇到一定深度时，铁隔片熔穿。阻渣效果显著 适用于重要的中型铸件，如发动机缸体
浮塞式		用耐火材料制成球形浮塞，堵住直浇道口，当浇口杯液面浇到一定深度时，浮塞自动浮起，并能黏着渣滓 用于大、中型铸件
筛网式	1—浇口杯；2—筛网芯；3—直浇道	筛网芯能使熔渣保留在浇口杯内或黏附在筛网芯的底下，要求网孔面积 $A_{网}=(1.2\sim1.3)A_{直}$ 当用油砂制造筛网芯时，浇注高度不可太高，时间不宜过长。否则可能冲毁筛网芯。多用于大批生产的中、小件
闸门和堤坝式	(a) 合理　(b) 不合理	阻渣效果比普通盆形浇口杯好，但是不如拔塞式、浮塞式、铁隔片式 多用于成批生产的中、大型铸铁件

(3) 尺寸计算

1) 浇口杯容量按式 (4.7-10) 计算

$$G_{杯}=\frac{mG_L}{t} \quad (4.7\text{-}10)$$

式中，$G_{杯}$ 为浇口杯中的金属液重量，kg；G_L 为铸型中金属液总重量，kg；t 为浇注时间，s；m 为金属液储备系数（即浇口杯中金属液量和每秒钟进入铸型的金属液量之比，随铸件重量而定，其经验数据见表 4.7-58）。

表 4.7-58　金属液储备系数

铸件重量/kg	金属液储备系数 m
≤100	3
101 ~ 500	4
501 ~ 1 000	6
1 001 ~ 5 000	7.5
5 001 ~ 50 000	8

2) 浇口杯容积按式 (4.7-11) 计算

$$V_{杯}=\frac{G_{杯}}{\rho} \quad (4.7\text{-}11)$$

式中，$G_{杯}$ 为浇口杯中的金属液重量，kg；$V_{杯}$ 为浇口杯容积，cm^3；ρ 为金属液的密度，kg/cm^3。

3) 浇口杯尺寸与浇口杯容积关系为

$$V_{杯}=ABH \quad (4.7\text{-}12)$$

式中，$V_{杯}$ 为浇口杯容积，cm^3；A 为浇口杯长度，cm；B 为浇口杯宽度，cm；H 为浇口杯深度，cm。

4) 直浇道数目和浇口杯各部分尺寸关系及计算公式见表 4.7-59 ~ 表 4.7-63。

表 4.7-59　浇口杯各部分尺寸的计算公式

直浇道数目/个	浇口杯尺寸关系 $B:A:H$	B	A	H
1	1:1.6:0.7	$\sqrt[3]{\frac{V_{杯}}{1.12}}$	$1.6B$	$0.7B$
2	1:1.3:0.7	$\sqrt[3]{\frac{V_{杯}}{0.91}}$	$1.3B$	$0.7B$

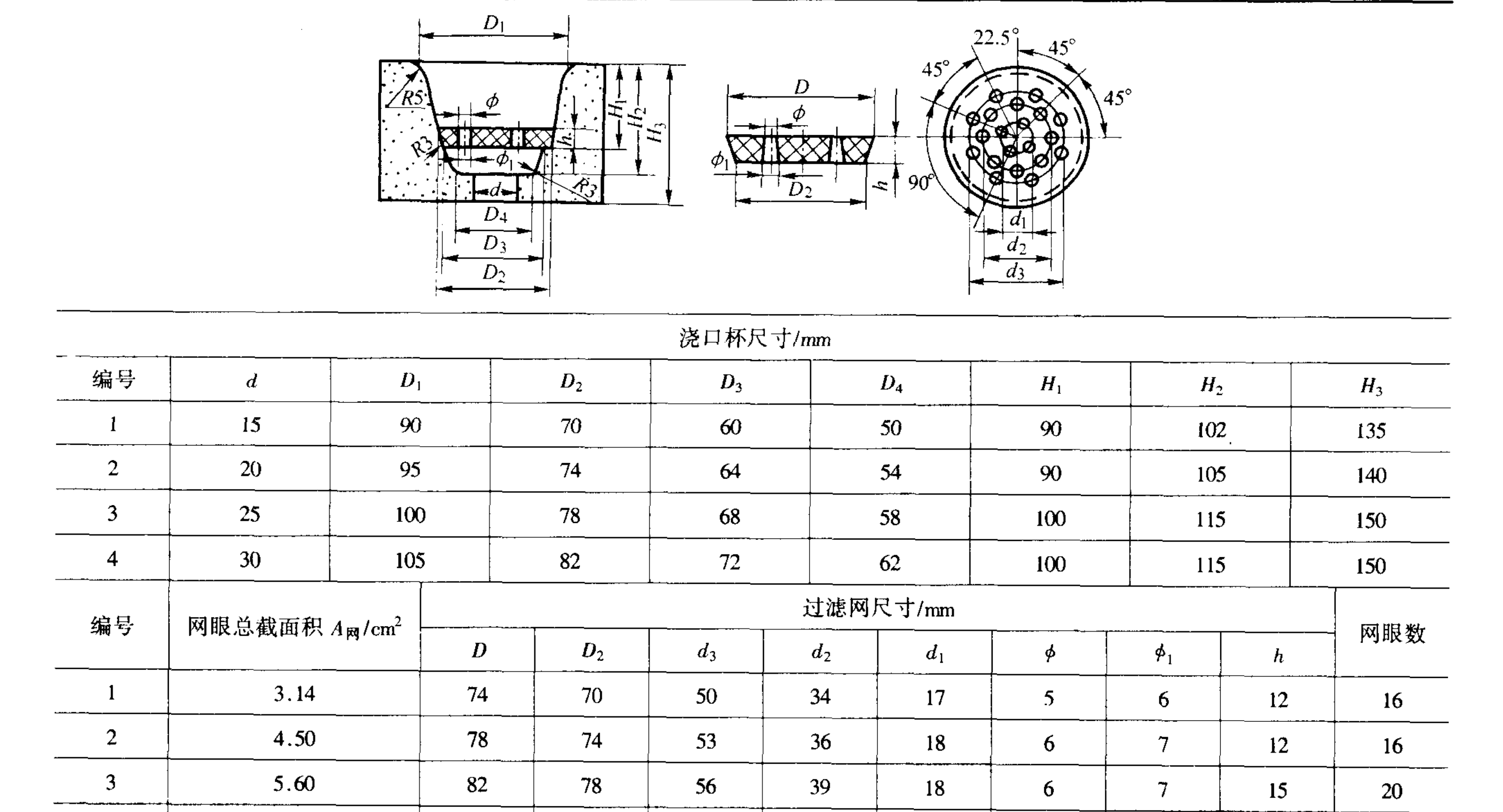
注：A、B、H 的意义与式 (4.7-12) 同。

表 4.7-60 普通漏斗和三角形浇口杯尺寸

直浇道小端直径 d/mm	D_1/mm	D_2/mm	h/mm	铁液容量 /kg
≤16	56	52	40	0.5
>16~18	58	54	42	0.6
>18~20	60	56	44	0.7
>20~22	62	58	46	0.8
>22~24	64	60	48	0.9
>24~26	66	62	60	1.0
>26~28	68	64	52	1.2
>28~30	70	66	54	1.3

编号	L/mm	H/mm	h/mm	C/mm	R_1/mm	R_2/mm	R_3/mm	α/(°)
1	120	150	10	5	375	150	20	80
2	180	200	10	5	375	200	30	80
3	250	300	30	10	375	300	50	60
4	400	400	30	10	375	400	150	40

表 4.7-61 带过滤网的漏斗形浇口杯尺寸

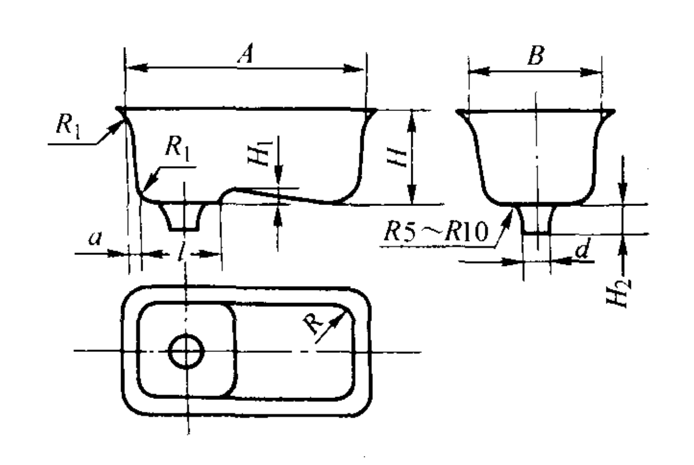


浇口杯尺寸/mm								
编号	d	D_1	D_2	D_3	D_4	H_1	H_2	H_3
1	15	90	70	60	50	90	102	135
2	20	95	74	64	54	90	105	140
3	25	100	78	68	58	100	115	150
4	30	105	82	72	62	100	115	150

编号	网眼总截面积 $A_{网}$/cm^2	过滤网尺寸/mm								网眼数
		D	D_2	d_3	d_2	d_1	φ	$φ_1$	h	
1	3.14	74	70	50	34	17	5	6	12	16
2	4.50	78	74	53	36	18	6	7	12	16
3	5.60	82	78	56	39	18	6	7	15	20
4	7.60	86	82	60	42	19	7	8	15	20

注：取 $A_{网}:A_{直}$ = (1.2~1.3):1

表 4.7-62 池形浇口杯尺寸

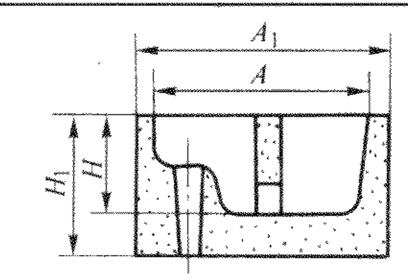


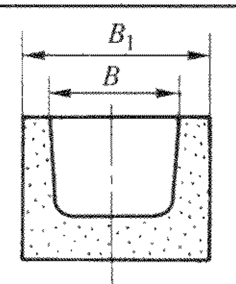
续表 4.7-62

编号	铸件重量/kg	浇口杯尺寸/mm										铁液消耗量/kg
		A	B	l	H	H_1	d	a	R	R_1	H_2	
1	50 ~ 100	200	120	70	120	10	30	10	20	15	30	17.5
2	> 100 ~ 200	250	140	90	140	12	38	15	25	20	35	29
3	> 200 ~ 600	320	200	110	155	15	50	20	30	25	45	59
4	> 600 ~ 1 000	450	250	130	185	20	60	25	40	25	65	125
5	> 1 000 ~ 2 000	600	300	170	225	25	70	25	50	30	75	245
6	> 2 000 ~ 4 000	800	400	200	260	30	85	30	60	35	90	430

注：1. 铁液消耗量系指浇注完毕后，留在浇口杯中的剩余铁液量。
2. d 可以根据选用的直浇道尺寸作适当调整。

表 4.7-63　闸门式池形浇口杯





编号	铸件重量/kg	浇口杯尺寸/mm						直浇道尺寸（直径/mm）×（数量/个）
		A_1	A	B_1	B	H_1	H	
1	500 ~ 2 000	550	450	450	280	300	220	ϕ50 × 1
2	> 2 000 ~ 3 500	650	520	500	320	350	240	ϕ60 × 1
3	> 3 500 ~ 10 000	850	700	650	450	450	320	ϕ70 ~ ϕ90 × 1
4	> 10 000	900	750	750	550	550	400	ϕ70 ~ ϕ80 × 2

5.2.2　直浇道

（1）功用

直浇道的功用是：从浇口杯引导金属向下，进入横浇道、内浇道或直接导入型腔。提供足够的压力头，使金属液在重力作用下能克服各种流动阻力，在规定时间内充满型腔。

（2）形式和特点

直浇道常做成上大下小的锥形，等断面的柱形和上小下大的倒锥形。对铝、镁合金铸件，也用蛇形、片状和缝隙式的直浇道。

对只包括浇口杯和直浇道的两单元浇注系统进行过水力模拟试验，结果如图 4.7-91 所示。当直浇道上口为圆角时，等截面的直浇道模型中呈充满状态且有真空度存在，透过壁上的小孔向流向吸入空气（图 b）。因此，“真空吸气理论”认为：等截面直浇道附近型砂中的气体会被吸入液流，溶于液态金属气体也会因压力降低而析出，而且可能被卷入液流并带入型腔，使铸件产生气孔缺陷。应当强调指出：这种理论只能用于不透气壁的模型，而不能用于实际砂型浇注金属的条件下。

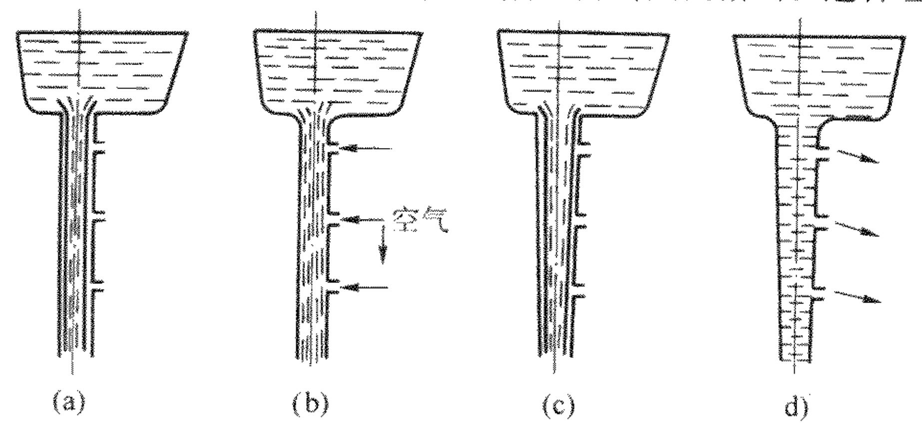
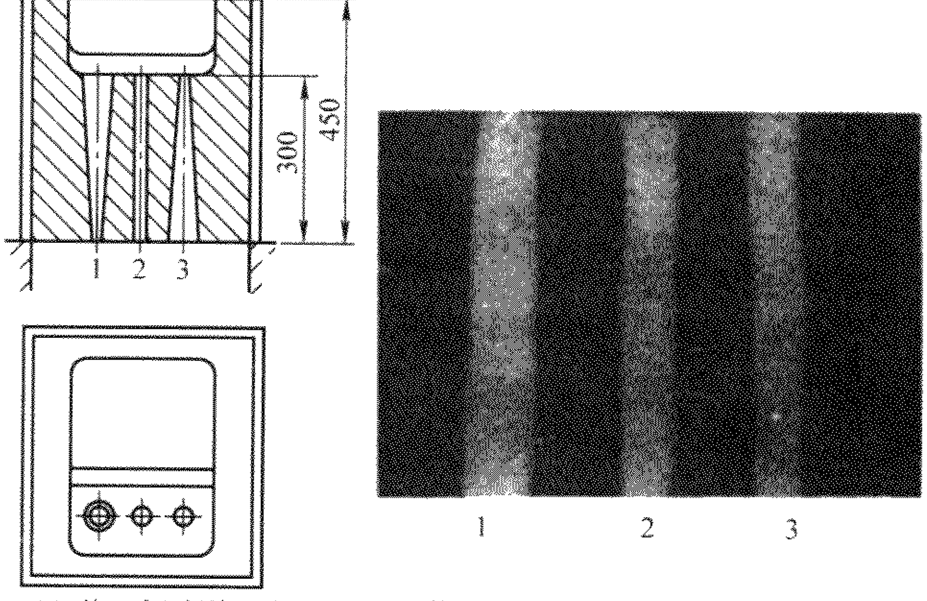


图 4.7-91　水在有机玻璃模型的直浇道内流动状况

（a）圆柱形直浇道，入口为尖角，呈非充满状态；
（b）圆柱形直浇道，入口为圆角，充满且吸气；
（c）上大下小的锥形（1/50）直浇道，入口为尖角，呈非充满态；
（d）上大下小的锥形（1/50）直浇道，入口为圆角，充满且为正压状态

液态金属在砂型直浇道中的流动状态如图 4.7-92 所示。试验结果表明：上大下小的锥形（锥度 1/50）直浇道呈充满流态，而在等截面的圆柱形和上小下大的倒锥形直浇道中呈非充满状态。

对湿砂型内等截面的直浇道上、中、下三点进行浇注铸铁时的压力测定（条件为：直浇道高 400 mm、直径 ϕ30 mm、浇注温度 1 300℃）证明，直浇道内金属压力为接近大气压力的微正压，压力值一般在 50 Pa ~ 1 kPa（5 ~ 100 mm 水柱），靠近浇口杯处压力值偏高，在浇注初的瞬间压力最高可达 1.8 kPa。



(a) 烧口杯砂型尺寸　(b) 从烧口杯底部流出的铸铁流股形态照片

图 4.7-92　液态金属在砂型的直浇道中的流态

试验条件：HT150，浇注温度 1 300 ~ 1 290℃，砂型，直浇道最小直径 ϕ20 mm

1—锥形浇口（上大下小）；2—圆柱形浇口；3—倒锥形浇口（上小下大）

因此，可得出以下结论：

1）液态金属在直浇道中存在两种流态：充满式流动或非充满式流动。

2）在非充满的直浇道中，金属液以重力加速度向下运动，流股呈渐缩形，流股表面压力接近大气压力，微呈正压。流股表面会带动表层气体向下运动，并能冲入型内上升的金属液内，由于流股内部和砂型表层气体之间无压力差，气体不可能被“吸入”流股，故在直浇道中气体可被金属表面所吸收和带走。

3）直浇道入口形状影响金属流态。当入口为尖角时，增加流动阻力和断面收缩率，常导致非充满式流动。实际砂型中尖角处的型砂会被冲掉引起冲砂缺陷。要使直浇道呈充满流态，要求入口处圆角半径 $r \geqslant d/4$（d 为直浇道上口直径）。

4）在有机玻璃模型中能够出现真空度下的充满式流态，这种情况不能代表砂型中的金属流态。因为砂型是透气体，给出限制性边界条件：金属流股断面上的压力应大于或等于砂型表层气体的压力。例如，在两组元的浇注系统的入口为圆角的等截面直浇道中：

模型中流态——负压、充满和等速流态；

砂型中流态——等压、非充满的等加速流态。

只有当模型中的液流压力在大于等于大气压力的条件下，才能代表砂型中的金属流态。这在水力模拟试验中应特别予以注意。

5）生产中主要应用带有横浇道和内浇道的浇注系统，由于横浇道和内浇道的流动阻力，常使等截面的，甚至上小下大的直浇道均能满足充满条件而呈充满式流态。

尽管非充满的直浇道有带气的缺点，但在特定条件下，如阶梯式浇注系统中为了实现自下而上地逐层引入金属的目的而采用；又如用底注包浇注的条件下，为了防止钢液溢至型外而使用非充满态的直浇道。

（3）常用经验数据

常用直浇道的数据见表4.7-64。当需用上小下大的直浇道时，D 端朝上；当需用上大下小的直浇道时，D 端朝下。

5.2.3　直浇道窝

金属液对直浇道底部有强烈的冲击作用，并产生涡流和高度紊流区，常引起冲砂、渣孔和大量氧化夹杂物等铸造缺陷。设直浇道窝（凹井）可改善金属液的流动状况，其作用如下（见图4.7-93）。

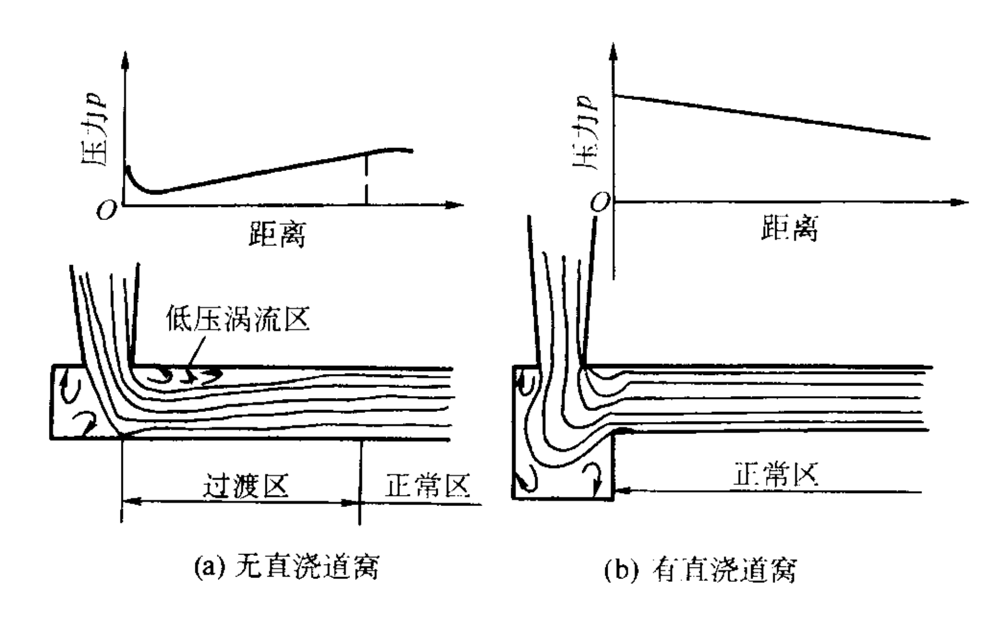


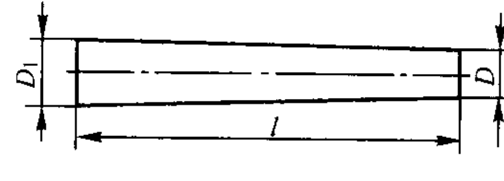
图4.7-93　直浇道窝对液流的影响

试验条件：$A_{直下}:A_{横}:A_{内}=1:2.5:2.5$

1）缓冲作用　液流下落的动能有相当大的一部分被窝内液体吸收而转变为压力能，再由压力能转化为水平速度流向横浇道，从而减轻了对直浇道底部铸型的冲刷。

2）减小直—横拐弯处的高度紊流区　直浇道窝可减轻液流进入横浇道的孔口压缩现象，见图4.7-93a)，缩短高速紊流（过渡）区。这样也改善了横浇道内的压力分布。速度高的地方压力低，压力分布的特性说明过渡区的存在。这对减轻金属氧化、阻渣和减少卷入气体都有利。当内浇道距直浇道较近时，应采用直浇道窝。

表4.7-64　直浇道尺寸



序号	D端截面积 /cm²	D /mm	D_1 /mm	l /mm	直浇道每厘米长铸铁重量/kg	序号	D端截面积 /cm²	D /mm	D_1 /mm	l /mm	直浇道每厘米长铸铁重量/kg
1	1.8	15	19	200	0.013	16	12.6	40	48	400	0.092
2			21	300		17			50	500	
3			23	400		18			52	600	
4	3.1	20	28	400	0.023	19	15.9	45	53	400	0.117
5			30	500		20			55	500	
6			32	600		21			57	600	
7	4.9	25	33	400	0.036	22	19.6	50	58	400	0.144
8			35	500		23			60	500	
9			37	600		24			62	600	
10	7.1	30	38	400	0.052	25	23.7	55	63	400	0.174
11			40	500		26			65	500	
12			42	600		27			67	600	
13	9.6	35	43	400	0.069	28	28.2	60	68	400	0.206
14			45	500		29			70	500	
15			47	600		30			72	600	

续表 4.7-64

序号	D 端截面积 /cm²	D /mm	D_1 /mm	l /mm	直浇道每厘米长铸铁重量/kg	序号	D 端截面积 /cm²	D /mm	D_1 /mm	l /mm	直浇道每厘米长铸铁重量/kg
31			73	400		46			98	400	
32	33.2	65	75	500	0.243	47	63.7	90	100	500	0.46
33			77	600		48			102	600	
34			78	400		49			103	400	
35	38	70	80	500	0.279	50	71	95	105	500	0.512
36			82	600		51			107	600	
37			83	400		52			108	400	
38	44	75	85	500	0.320	53	78.5	100	110	500	0.567
39			87	600		54			112	600	
40			88	400		55			113	400	
41	50.3	80	90	500	0.364	56	86.5	105	115	500	0.625
42			92	600		57			117	600	
43			93	400							
44	56.7	85	95	500	0.411						
45			97	600							

3）改善内浇道的流量分布　例如在 $A_直:A_横:2A_内=1:2.5:5$ 的试验条件下，无直浇道窝时，两相等截面的内浇道的流量分配为 31.5%（近直浇道者）和 68.5%（远者）；有直浇道窝时的流量分配为 40.5%（近者）和 59.5%（远者）。

4）减小直—横浇道拐弯处的局部阻力系数和水头损失。

5）浮出金属液中的气泡　注入型内的最初金属液中，常带有一定量的气体，在直浇道窝内可以浮出去。

直浇道窝的大小、形状应适宜，砂型应紧实。底部放置干砂芯片、耐火砖等可防止冲砂。直浇道窝常做成半球形、圆锥台等形状，推荐形状如图 4.7-94 所示。浇口窝直径为直浇道下端直径的 1.4～2 倍，高度为横浇道高度的两倍，侧壁在能顺利起模的条件下尽量垂直，底部做成平面，转角处避免尖角。较大直径的直浇道窝适用于流动要求平稳的合金铸件，如轻合金铸件。

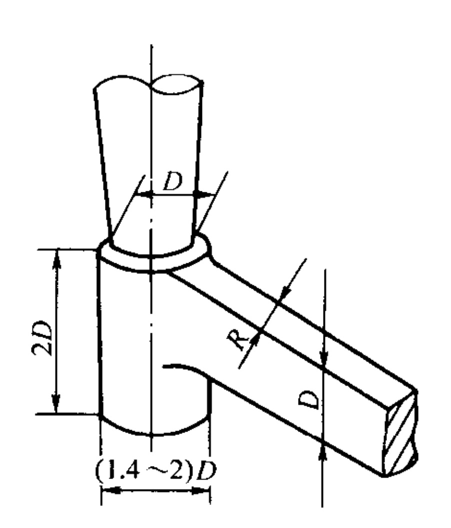


图 4.7-94　直浇道窝的形状

5.2.4　横浇道及末端延长段

（1）功用

有三点：①向内浇道分配洁净的金属液；②储留最初浇入的含气和渣污的低温金属液并阻留渣滓。③使金属液流平稳和减少产生氧化夹渣物。为了节约，中小铸件多不用盆形浇口杯，主要靠横浇道阻渣，故横浇道又称为捕渣道。

（2）阻渣原理

横浇道的阻渣原理如图 4.7-95 所示。由于渣团密度比金属小，渣团一面上浮，一面随金属液作水平运动。如果渣团能上浮到横浇道顶部且超过内浇道吸动区，就不致进入型腔；图 4.7-95b）为设计不良的横浇道，内浇道的吸动区已扩展至横浇道的顶部，渣团将全部进入型腔。横浇道内，在内浇道入口周围存在一个区域，被称为内浇道的吸动区，只要金属进入该区就会自动流入内浇道。显然，进入该区的渣团也将会流入型腔。

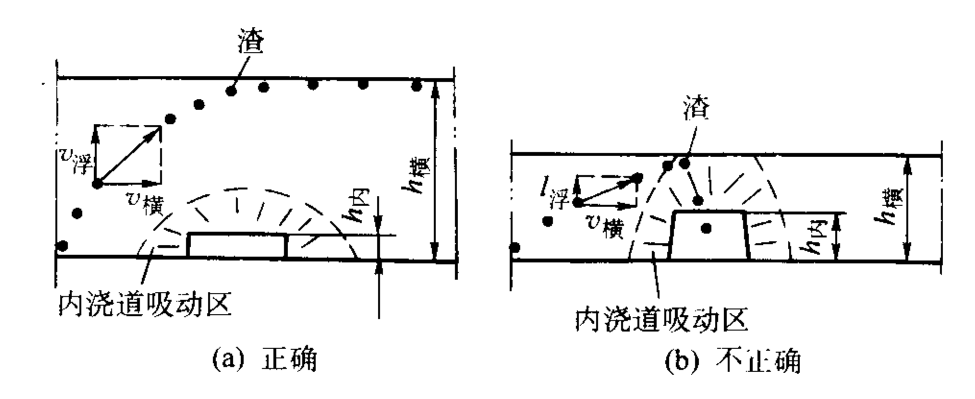


图 4.7-95　横浇道的阻渣原理

物体在黏性流体内上浮时所遇到的阻力是应用量纲分析和试验相结合的方法求解的，渣团上浮时受到金属液的阻力 F 可表示为

$$F=CA\rho\frac{v^2}{2} \tag{4.7-13}$$

式中，F 为渣团上浮阻力；ρ 为液态金属的密度；A 为渣团的水平投影面积；v 为渣团上浮速度；C 为渣团上浮的阻力系数，与液流的雷诺数 Re 有关，具体数值见表 4.7-65。$Re=\frac{4vR'}{\nu}$，其中 v 为金属液流速；R' 为浇道的水力半径；ν 为金属液的运动黏度。

表 4.7-65　不同雷诺数 Re 的阻力系数 C

Re	1	10^2	10^3	10^4	10^5	10^6
C	28×10^{-3}	1.1×10^{-3}	0.46×10^{-3}	0.42×10^{-3}	0.39×10^{-3}	0.14×10^{-3}

渣团在开始上浮时有一短暂的变加速度，上浮速度很快达到极限值，称为临界上浮速度。利用渣团所受上浮阻力和浮力相平衡的原理，可求得渣团之临界上浮速度 v_0。为简便起见，把渣团视为球形，于是可列出力的平衡方程如下

$$\frac{4}{3}\pi R^3\ (\rho-\rho')\ g - C\pi R^2\ \frac{\rho v_0^2}{2}=0 \qquad (4.7\text{-}14)$$

故得

$$v_0=\sqrt{\frac{8g}{3C}\frac{\rho-\rho'}{\rho}R} \qquad (4.7\text{-}15)$$

式中，R 为渣团半径；ρ 为金属液密度；ρ' 为渣团密度；C 为上浮阻力系数；g 为重力加速度，$g=9.8\ \mathrm{m/s^2}$；v_0 为渣团临界上浮速度，又称为悬浮速度。

式（4.7-15）给出了渣团半径 R 和临界上浮速度 v_0 的关系。如果金属液从上向下做垂直运动，其速度也等于 v_0，则可以想象半径为 R 的渣团将处在一定水平位置上呈悬浮状态，即不上升也不下降，这时金属液的流速 v_0 称为悬浮速度。显然，渣团的临界上浮速度和金属液的悬浮速度在数值上相等。顺便指出：悬浮速度是用金属液向下运动（例如直浇道内金属液的运动）的实例导出的，而在横浇道内渣团的上浮方向和金属液的运动方向相垂直，这时渣团的悬浮问题要复杂得多，但在横浇道中同样存在着悬浮问题。

从以上分析可知：①渣团半径小，对应悬浮速度也小。②对应一定横浇道的流速有一可能上浮的临界渣团半径，只有大于临界半径的渣团才能上浮。③渣团密度相对于金属液密度越小，越有利于上浮。④横浇道内金属的流速越低，可能阻留的渣团也越小。但无论如何，单靠横浇道是不可能阻留金属液中所有的渣团的，特别是那些小于临界半径的渣团。

（3）横浇道发挥阻渣作用应具备的条件

1）横浇道应呈充满流态　应注意，内浇道截面积比横浇道或直浇道大，横浇道不一定呈非充满流态。因为横浇道至型腔的一段有流动阻力，内浇道相对横浇道的位置对横浇道的充满条件也有影响。此外，一旦内浇道被型腔内的金属液所淹没，横浇道就被充满。

2）流速应尽可能低　据资料，铸铁液中对应直径 1 mm 的渣团，其悬浮速度为 0.37 m/s，即相当于 0.25 kg/（cm²·s）的比流量。该值比实际应用的最小比流量 0.35 kg/（cm²·s）还小。因此，要在横浇道内捕获更小的渣团，需要更低的流速，更大的横浇道截面积。实践中常把横浇道扩大、做高，如 $A_{横}/A_{内}=2\sim4$，但横浇道太大会浪费金属。

3）内浇道的位置关系要正确

① 内浇道距直浇道应足够远，使渣团有条件浮起到超过内浇道的吸动区。

② 有正确的横浇道末端延长段（见图 4.7-96），其功用为容纳最初浇注的低温、含气及渣污的金属液，防止其进入型腔；吸收液流动能，使金属流入型腔平稳。末端呈坡形可阻止金属液流到末端时出现折返现象。为防止聚集在末端的渣滓回游，应在末端设集渣包。末端延长段的长度为 75～150 mm，铸件大取上限。当吃砂量受限时，应扩大集渣包。

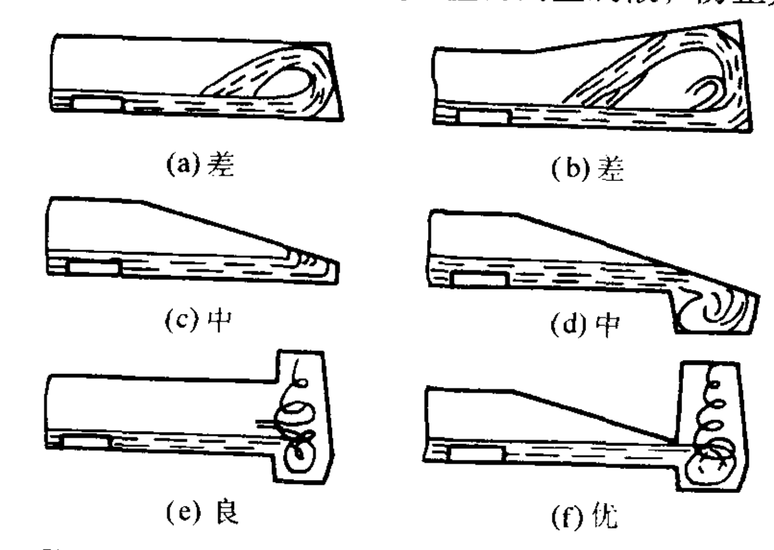


图 4.7-96　封闭式浇注系统横浇道末端延长段的形式

③ 封闭式浇注系统的内浇道应位于横浇道的下部，且和横浇道具有同一底面。使最初浇入的冷污金属液能靠惯性流过内浇道，到达末端延长段而不进入型腔；开放式浇注系统的内浇道应重迭在横浇道之上，且搭接面积要小，但应大于内浇道的截面积（见图 4.7-97）。

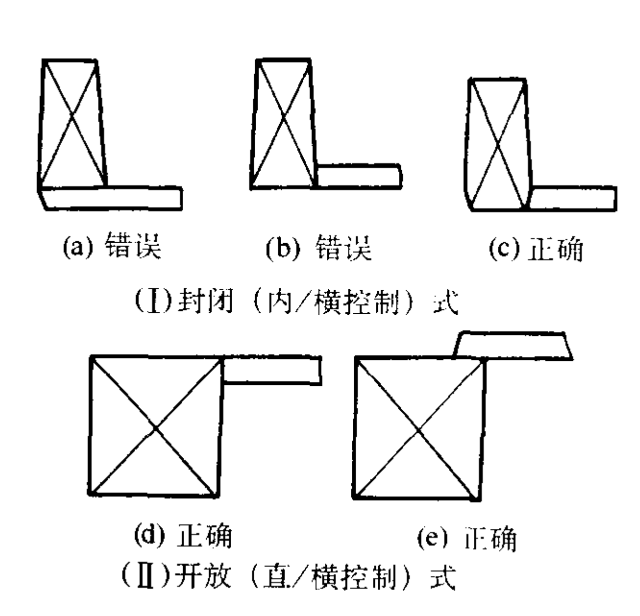


图 4.7-97　浇注系统横、内浇道的位置关系

开放式浇注系统的内浇道比阻流大得多，若将内浇道置于横浇道底部，则横、内浇道都呈非充满流态，无法实现阻渣，故需把内浇道重迭在横浇道上方，用横浇道的顶面及末端延长段黏附和储留渣滓。在这种条件下，大于临界直径的渣团进入型腔的或然率 p 为

$$p=\frac{\sum \text{内浇道和横浇道相搭接的水平面积}}{\text{横浇道顶部水平面积}}\times 100\%$$

为了减少进渣率，横浇道宜宽而矮（见图 4.7-98）。

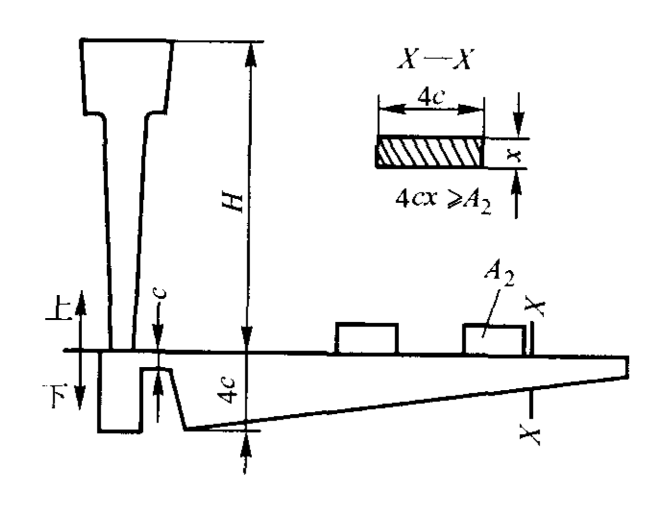


图 4.7-98　开放式浇注系统的横浇道

④ 封闭式浇注系统的横浇道应高而窄，一般取高度为宽度之 2 倍。内浇道宜扁而薄，以降低其吸动区。

⑤ 内浇道应远离横浇道的弯道；应尽量使用直的横浇道；内浇道同横浇的连接，呈锐角时初期进渣较多；呈钝角时增加紊流程度。但资料报道，当环形铸件需切线引入时，内浇道应向后开设（钝角连接），这对于型砂及涂料的耐火度欠佳时的情况，尤为重要。一般推荐垂直（90°）连接。

（4）强化横浇道阻渣的措施

为加强横浇道的阻渣效果，常采取以下措施：在横浇道上设置过滤网、筛网芯，或设置集渣包。

1）设置过滤网、筛网芯。安放筛网芯的浇注系统如图 4.7-99 所示。金属流过筛网芯时，由于断面突然扩大，在孔眼出口处出现涡流，使渣团上浮并黏附在筛网芯的底部，所以筛网芯的作用并非“过滤金属”。为了使筛网芯底部能黏

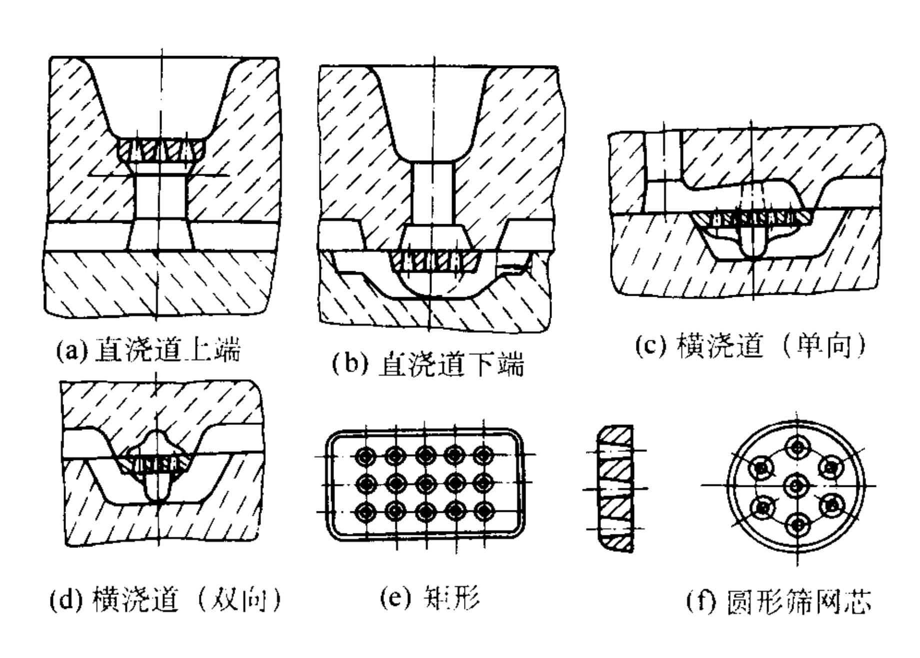


图 4.7-99 浇注系统中安放筛网芯的形式

附渣团，其下部空间应被金属液充满，安放筛网芯时应使孔眼呈上小下大的状态。这种带有 $\phi 4$ mm、或 $\phi 5 \sim \phi 8$ mm 锥孔的筛网芯，可制成圆形或矩形，安放在浇口杯内、直浇道下端或横浇道内。一般工厂多用油砂制作筛网芯，因承受不住金属液长时间冲刷及较高金属压力头的作用，易引起冲砂缺陷。主要用于中小铸铁件。对于较大的铸铁件应采用耐火材料烧结的高强度筛网芯。

以过滤金属为目的的过滤网具有更小的孔眼。铝合金用的过滤网常用薄铁皮钻孔制成（孔径为 $\phi 2 \sim \phi 4$ mm），也可应用不锈钢丝或玻璃纤维编织成的过滤网。近年来，金属过滤技术的发展已能提供用于钢铁金属和非铁金属铸件的各种更小孔径的过滤网，如陶瓷网格过滤板、泡沫陶瓷或其他高熔点的纤维网，使金属净化。其安装方式见图 4.7-100。

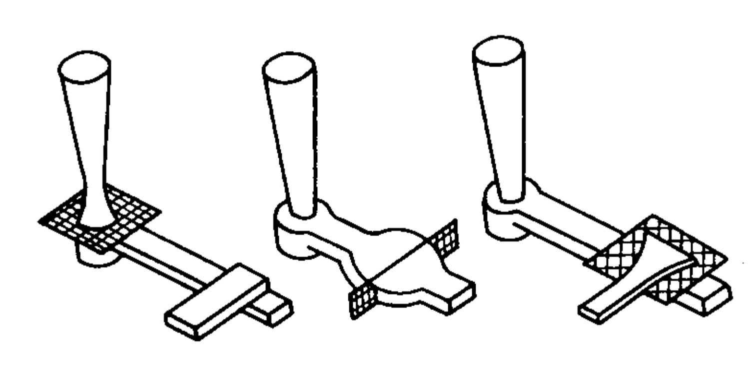


图 4.7-100 横浇道中过滤网安装的几种方式

2）设置集渣包　横浇道上被局部加高、加大的部分称为集渣包。当金属液以切线方向进入圆形的集渣包时，称为离心集渣包。金属流入集渣包，因断面积突然增大，流速降低并在集渣包内产生旋涡，使密度较小的渣团向旋涡中心集中、浮起而留滞在顶部。离心集渣包的出口截面积应小于入口，方向须和液流旋转方向相反（见图 4.7-101），保证金属液流充满集渣包且使浮起的渣团不致流出集渣包。

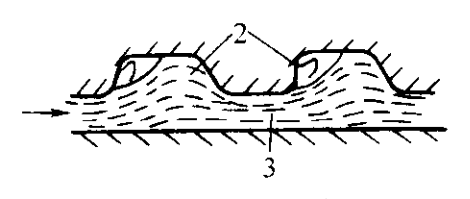
当离心集渣包兼起冒口作用时，其结构与尺寸应依补缩需要来设计，出口截面积应按冒口颈的大小来确定。

5.2.5 内浇道的数目、位置及方向

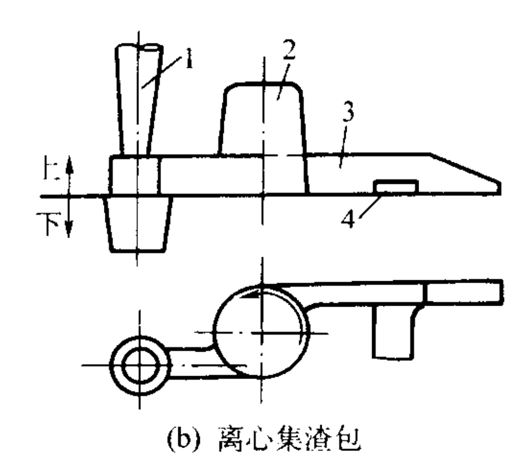
（1）内浇道的功用

控制充型速度和方向，分配金属，调节铸件各部位的温度和凝固顺序（见图 4.7-102），浇注系统的金属液通过内浇道对铸件有一定补缩作用。设计内浇道时还应避免流入型腔时的喷射现象和飞溅，使充型平稳。

内浇道在铸件不同高度上的位置对铸件纵向温度的分布有重要影响。图 4.7-102 表示一碳钢铸件高 900 mm，用砂型从铸件不同高度位置浇注时其纵向温度分布的情况。曲线 1 是从铸件顶部浇入，大量的高温钢液从型腔顶部进入，故越接近铸件顶部金属液温度越高，而且上下温差大，有利于顺序凝固和顶冒口补缩。如金属液通过顶冒口浇注，则可在减小冒口体积的情况下获得致密的铸件；曲线 3 和 4 表示以不同的浇注速度从铸件底部注入时的温度分布，铸件底部温度较高，越接近顶部温度越低，形成与曲线 1 相反的温度分布和相反的凝固方向的倾向性，故不利顶冒口的补缩，容易产生缩孔、缩松缺陷，但快浇时上下温差可比慢浇时小。



(a) 齿形集渣包



(b) 离心集渣包

图 4.7-101 设置集渣包的浇注系统

1—直浇道；2—集渣包；3—横浇道；4—内浇道

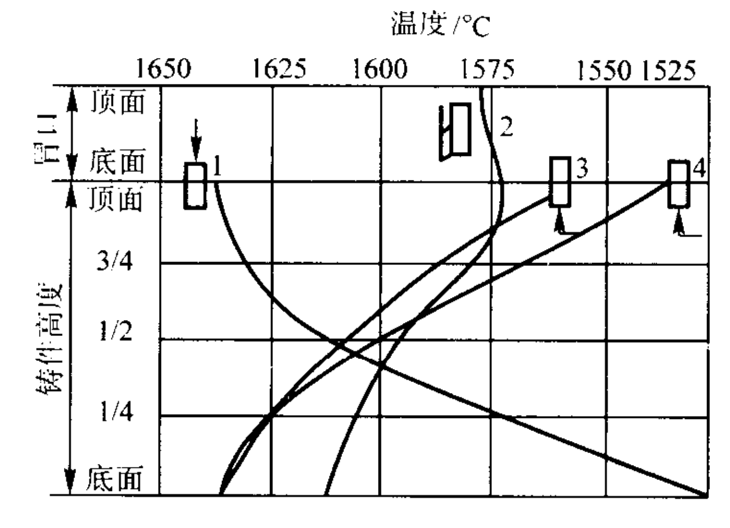


图 4.7-102 内浇道位置对铸件纵向温度分布的影响

1—顶浇；2—阶梯浇注；3—底注快浇；4—底注慢浇

（2）内浇道在铸件上的位置和数目的确定应服从所选定的凝固顺序或补缩方法

1）对要求同时凝固的铸件，内浇道应开在铸件薄壁处，数量宜多，分散布置，使金属液快速均匀地充满型腔，避免内浇道附近的砂型局部过热。

2）对要求顺序凝固的铸件，内浇道应开设在厚壁处。设有冒口，如使内浇道通过冒口，让金属液先流经冒口再引入型腔，则更能提高冒口的补缩效果。

3）对结构复杂的铸件，往往采用顺序凝固和同时凝固相结合的原则安排内浇道。即对每一个补缩区域依顺序凝固原则设置内浇道，而对整个铸件则按同时凝固原则采用多内浇道分散充型。这样，既可使铸件的各个厚大部位得到充分补缩而避免出现缩孔、缩松，又可减小铸件的铸造应力和变形。

4）当铸件壁厚相差悬殊、而又必须从薄壁处引入金属时，则应同时使用冷铁加速厚壁处的凝固，并加放冒口，浇注时采用点冒口等工艺措施，保证铸件的补缩效果。

5）对于采用实用冒口的铸铁件和球墨铸铁件，则遵守实用冒口或均衡凝固的原则来布置内浇道和冒口。

(3) 内浇道方向

不要冲着细小砂芯、型壁、冷铁和芯撑，必要时采用切线引入。但应注意，切线引入会引起型内金属的回转运动，适用于外表面有粗糙度要求的圆形铸件。当筒形铸件内表面要求严格的条件下，应避免金属液回转，以免夹渣物聚集在铸件的内表面。必要时用顶雨淋或下雨淋式浇注系统。

5.2.6 设计内浇道应注意的其他事项

1) 对薄铸件可用多内浇道的浇注系统实现补缩，这时内浇道尺寸应符合冒口颈的要求。

2) 内浇道应尽量薄，薄的内浇道的好处是：降低内浇道的吸动区，有利于横浇道阻渣；减少进入初期渣的可能性；减轻清理工作量；内浇道薄于铸件的壁厚，在去除浇道时不易损害铸件；对铸铁件薄的内浇道能充分利用铸件本身的石墨化膨胀获得紧实的铸件。球墨铸铁件的内浇道厚度如图4.7-103所示，内浇道的宽度和长度4倍其厚度。

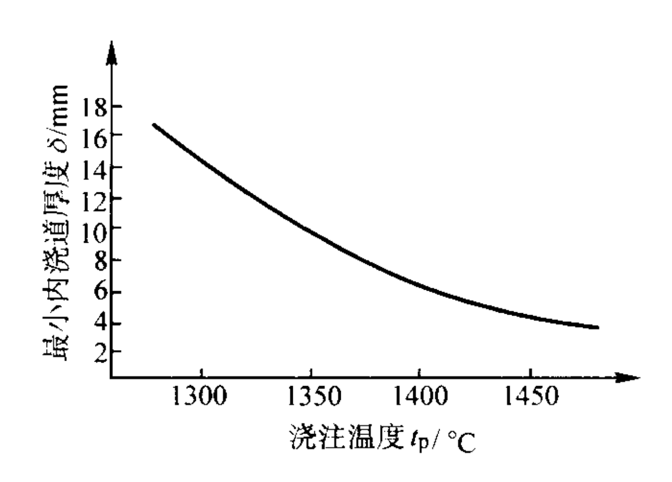


图 4.7-103　球墨铸铁件内浇道的厚度

3) 内浇道避免开设在铸件质量要求很高的部位，以防止金相组织粗大。对要求耐压、防渗漏的管类件，内浇道通常开在法兰处，以防止管壁处出现缩松；如能使内浇道开设在质量要求较低的加工表面上，则有利于铸件的外观。

4) 为了使金属液快速而平稳地充型，有利于排气和除渣，各个内浇道中的金属流向应力求一致，防止金属液在型内碰撞，流向混乱而出现过度紊流。

5) 尽量在分型面上开设内浇道，使造型方便。

6) 对收缩大易形成裂纹的合金铸件，内浇道的设置应尽量不阻碍铸件的收缩。

7) 浇道比对内浇道流态的影响　直浇道、横浇道和内浇道截面积之比（即 $A_{直}:A_{横}:A_{内}$）称为浇道比。以内浇道为阻流的封闭式浇注系统，金属液流入型腔时有喷射现象（见图4.7-104）；以直浇道下端或附近的横浇道为阻流的开放式浇注系统，充型较平稳，$A_{内}:A_{阻}$ 比值越大则越平稳。因此，轻合金铸件常采用 $A_{内}:A_{阻}$ 大得多的开放式浇注系统。

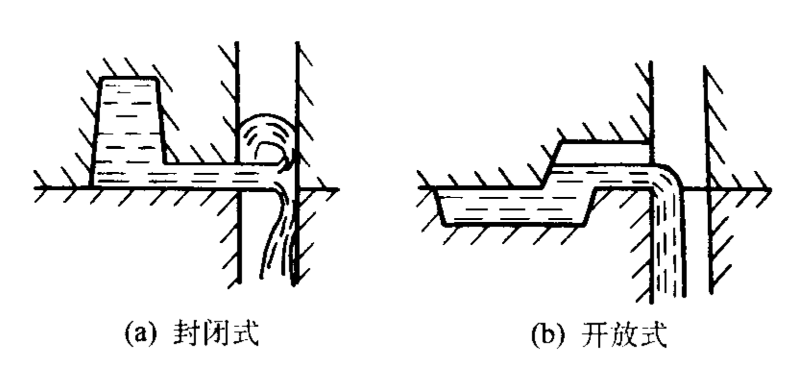


图 4.7-104　充型时的两种流态

8) 内浇道流量的不均匀性　同一横浇道上有多个等截面的内浇道时，各内浇道的流量不等。试验表明：一般条件下，远离直浇道的内浇道流量最大，且先进入金属。近直浇道的流量小，且后进入金属。在浇注初期，进入横浇道的金属液流向末端时失去动能而使压力升高，金属液首先在末端充满并形成末端压力高而靠近直浇道压力低的态势，故而形成这种流量分布；但当总压头小而横浇道很长时，沿程阻力大，也会出现近直浇道处压力高的情况，这时近处的内浇道流量大。

内浇道流量的不均匀性 U 可用式（4.7-16）表示。它与浇道比、内浇道同横浇道的搭接形式、整个浇注系统的结构等因素有关，各种因素的影响见图4.7-105、图4.7-106。

$$U=\frac{q_{max}-q_{min}}{Q/n} \tag{4.7-16}$$

式中，q_{max} 为内浇道中的最大流量；q_{min} 为内浇道中的最小流量；Q 为所有内浇道的总流量；n 为横浇道上连接的内浇道个数。

为了使各内浇道流量均匀，通常采用如下方法：①缩小远离直浇道的内浇道截面积。②增大横浇道的截面积。③严格依 $A_{横}/A_{内}$ 的比值，每流经一个内浇道，使横浇道截面积依比值缩小。④设置直浇道窝等。

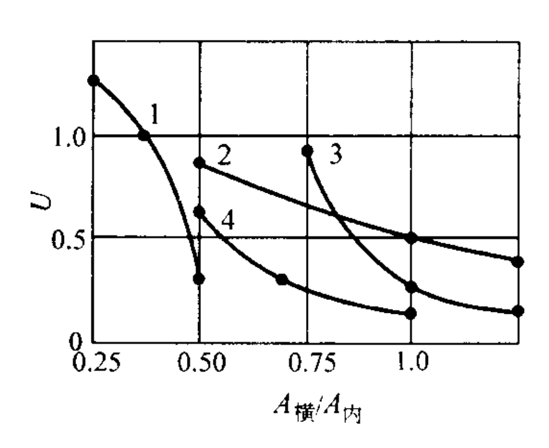


图 4.7-105　$A_{横}/A_{内}$ 比值对内浇道流量不均匀性的影响

试验条件：总压头0.32 m，浇口比为：
1—1:1:（2~4）；2—1:1.5:（1~3）；
3—1:3:（3~4）；4—1:2:（2~4）

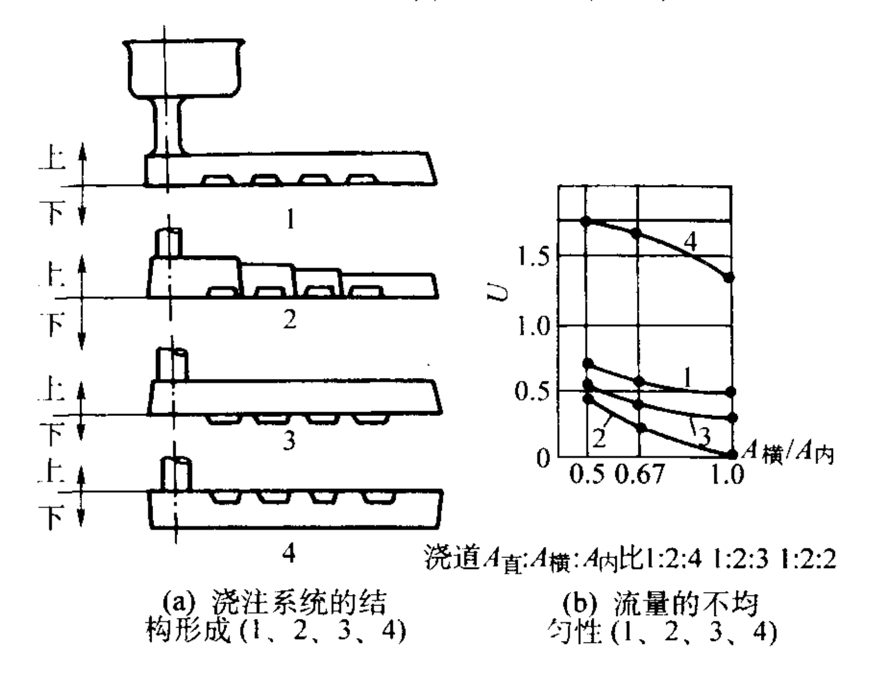


图 4.7-106　内浇道的连接形式对其流量不均匀性的影响

5.3 浇注系统结构尺寸的计算

5.3.1 水力学计算公式

把浇注系统视为充满流动金属液的管道，是用水力学原理计算浇注系统阻流（最小）截面积的基础，所导出的公式适用于转包浇注的封闭式浇注系统。

应用伯努利方程要求满足以下五个条件：①稳定流。②缓变流。③流量沿程不变。④体积不可压缩。⑤绝对运动（只考虑重力加速度 g 的影响）。

图4.7-107为以内浇道为阻流的浇注系统计算原理图。

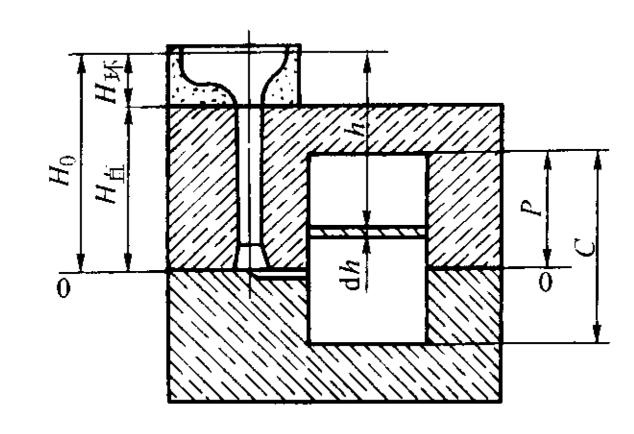


图4.7-107 浇注系统计算原理图

当充填下半型腔时，作用于阻流的金属压力头不变。假定型腔内气体压力等于大气压力。以分型面（内浇口—阻流的顶面）为0—0面。在浇口杯顶液面和阻流截面之间可应用伯努利方程，有

$$H_0 = \frac{v^2}{2g} + \sum h_r = \frac{v^2}{2g}\left[1 + \sum \xi_i \left(\frac{A_i}{A_阻}\right)^2\right] \quad (4.7\text{-}17)$$

故
$$v = \sqrt{\frac{2gH_0}{1 + \sum \xi_i \left(\frac{A_i}{A_阻}\right)^2}} \quad (4.7\text{-}18)$$

式中，H_0 为阻流以上金属液的总压头；v 为阻流处金属液的流速；g 为重力加速度；$\sum h$ 为金属液流经浇注系统时压头损失总和；ξ_i 为局部阻力系数。如直浇道上入口处的局部水头损失：$h_{直上} = \xi_{直上}\frac{v_{直上}^2}{2g} = \xi_{直上}\left(\frac{A_{直上}}{A_阻}\right)^2\frac{v^2}{2g}$，依此类推；$A_i$ 为测定 ξ_i 时指定的某处截面积；$A_阻$ 为阻流截面积。充填下半型腔时，通过阻流的金属重量 $G_下$ 和浇注时间 τ_1 有如下关系

$$G_下 = \rho A_阻 \tau_1 v = \rho A_阻 \tau_1 \sqrt{\frac{2gH_0}{1 + \sum \xi_i \left(\frac{A_i}{A_阻}\right)^2}} \quad (4.7\text{-}19)$$

引入系数 μ，于是

$$A_阻 = \frac{G_下}{\rho\mu\tau_1\sqrt{2gH_0}} \quad (4.7\text{-}20)$$

式中，$G_下$ 为阻流以下铸件重量；τ_1 为充填下半型腔的时间；μ 为流量系数，它代表实际金属液的流量与理想流体流量之比值。这里

$$\mu = \sqrt{\frac{1}{1 + \sum \xi_i \left(\frac{A_i}{A_阻}\right)^2}} \quad (4.7\text{-}21)$$

充填上半型腔时，阻流处流速随充型压头变化而变化，为不稳定流。最大流速 $v_{max} = \mu'\sqrt{2gH_0}$，最小流速 $v_{min} = \mu'\sqrt{2g(H_0 - P)}$。因此，在充填上半型的时间 τ_2 内，一定存在某瞬间 τ，对应压力头为 $h_{平均}$ 时，阻流处流速为 $v_{平均}$，即 $v_{平均} = \mu'\sqrt{2gh_{平均}}$。

充满上半型腔的金属重量 $G_上$ 和充填时间 τ_2 之间应有如下关系

$$G_上 = A_阻 \rho\mu'\tau_2\sqrt{2gh_{平均}} \quad (4.7\text{-}22)$$

$$A_阻 = \frac{G_上}{\mu'\rho\tau_2\sqrt{2gh_{平均}}} \quad (4.7\text{-}23)$$

式（4.7-22）中符号 μ' 代表充填上半型腔时的流量系数

$$\mu' = \sqrt{\frac{1}{1 + \sum \xi_i \left(\frac{A_i}{A_阻}\right)^2 + \sum \xi_x \left(\frac{A_x}{A_阻}\right)^2}}$$

式中，ξ_x 为型腔中的阻力系数；A_x 为型腔的横截面积。

为了实用，把公式（4.7-20）和式（4.7-23）合并为通式——计算阻流截面积的水力学公式

$$A_阻 = \frac{G}{\rho\tau\mu\sqrt{2gH_P}} \quad (4.7\text{-}24)$$

式中，G 为流经阻流的金属总重量；ρ 为金属液密度；τ 为充填型腔的总时间；μ 为充填全部型腔时，浇注系统阻流截面的流量系数；H_P 为充填型腔时的平均计算压力头。

式（4.7-24）即著名的Osann公式。为了便于工程计算，首先介绍 H_P 的计算问题。传统的解法中假定：

1）金属液从浇口杯顶液面至流出阻流所作的功，可用总重量 G、重力加速度 g 和平均计算压力头 H_P 的连乘积来表示，即等于 GgH_P。

2）假定铸件（型腔）的横截面积 A_x 沿高度方向不变。

于是依图4.7-107，可写出如下等式

$$GgH_P = \rho g A_X CH_P \quad (4.7\text{-}25)$$

另一方面，这些金属液（G）流经阻流所作之功为充填下半型腔所作功 $A_下$ 和充填上半型所作功 $A_上$ 之和，显然

$$A_上 + A_下 = \rho g A_X CH_P \quad (4.7\text{-}26)$$

而
$$A_下 = \rho g A_X (C - P) H_0 \quad (4.7\text{-}27)$$

$$A_上 = \int_{H_0 - P}^{H_0} \rho g A_x h \mathrm{d}h = \rho g A_x P\left(H_0 - \frac{P}{2}\right) \quad (4.7\text{-}28)$$

将式（4.7-27）、式（4.7-28）代入式（4.7-26）中，得

$$\rho g A_x CH_P = \rho g A_x (C - P) H_0 + \rho g A_x P\left(H_0 - \frac{P}{2}\right)$$

化简后得

$$H_P = H_0 - \frac{P^2}{2C} \quad (4.7\text{-}29)$$

式中，H_P 为平均计算压力头；H_0 为阻流截面以上的金属压力头；C 为铸件（型腔）总高度；P 为阻流以上（严格地说，是阻流截面重心以上）的型腔高度。

对于底注式：$P = C$，故 $H_P = H_0 - P/2$

对于顶注式：$P = 0$，故 $H_P = H_0$

式（4.7-29）即为平均计算压力头的通用公式，至今仍广为应用。其主要优点是计算简单方便。应指出：在推导 H_P 式的过程中，引入两个假定条件，假定①缺乏科学逻辑上的严密性，而假定②对于非等截面的铸件，与实际情况不符。这都会带来 H_P 计算误差。

在伯努利方程（4.7-17）应用的过程中，忽略了从包嘴至浇口杯之间的金属液下落动能的影响。这部分动能的影响有时相当大，特别是浇注高度大，而又采用漏斗形浇口杯的条件下。下落动能的一部分，作为流股进入浇口杯液面的阻力损失而转换为热能，而另外一部分动能则作为充型的动力而强化了充型过程使流量增大。最终会使计算结果和实测结果有出入。

还应指出，液态金属在砂型中流动是很复杂的问题，特点是：①型壁的多孔性、透气性和合金液的不相润湿性，给合金液的运动以特殊边界条件。当合金液流内任一截面上各点的压力 p 均大于型壁处的气体压力 p_a 时，则呈充满态流动；当 p 等于 p_a 时，开始呈非充满态流动。②合金液和铸型之间有着激烈的热作用、机械作用和化学作用。③浇注过程是不稳定流过程。④合金液在浇注系统中一般呈紊流状态。⑤多相流动。一般合金液总含有某些固相杂质、液相夹

杂和气泡，在充型过程中还可能析出晶粒及气体。显然，在推导公式（4.7-24）的过程中，忽略了5项的影响，即没有考虑金属液与铸型的相互作用，且把金属液视为单相流体。

只要金属液冶金质量合格，浇注温度合理，就能保证合金液和铸型不相润湿、运动黏度比20℃的水还要低。在充填下半型腔时，近似视为稳定流过程。经过上述假定、简化和处理，使很复杂的浇注问题，利用水力学推导出公式（4.7-24）和 H_P 的计算公式（4.7-29）。应当说，对铸造工艺科学化做出了重要贡献，更何况该公式出现在20世纪40年代初！迄今为止，这两公式仍然是各国铸造工作者计算浇注系统的基本公式。

5.3.2 常用的经验数据

（1）浇注时间的确定

1）快浇、慢浇　浇注时间对铸件质量有重要影响，应考虑铸件结构、合金和铸型等方面的特点来选择快浇、慢浇或正常速度浇注。

快浇的优点：金属的温度和流动性降低幅度小，易充满型腔。减少皮下气孔倾向。充型期间对砂型上表面的热作用时间短，可减少夹砂结疤类缺陷。对灰铸铁、球墨铸铁件，快浇可充分利用共晶膨胀消除缩孔、缩松缺陷。

快浇的缺点：对型壁有较大的冲击作用，容易造成胀砂、冲砂、抬箱等缺陷。浇注系统的重量稍大，工艺出品率略低。

快浇法适用于：薄壁的复杂铸件、铸型上半部分有薄壁的铸件，具有大平面的铸件，铸件表皮易生成氧化膜的合金铸件，采用底注式浇注系统而铸件顶部又有冒口的条件下和各种中大型灰铸铁件、球墨铸铁件。

慢浇的优点：金属对型壁的冲刷作用轻；可防止胀砂、抬箱、冲砂等缺陷。有利型内、芯内气体的排除。对体收缩大的合金，当采用顶注法或内浇道通过冒口时，慢浇可减小冒口，浇注系统消耗金属少。

慢浇的缺点：浇注期间金属对型腔上表面烘烤时间长，促成夹砂结疤和黏砂类缺陷。金属液温度和流动性降低幅度大，易出现冷隔、浇不到及铸件表皮皱纹。慢浇还常降低造型流水线的生产率。

慢浇法适用于：有高的砂胎或吊砂的湿型；型内砂芯多，砂芯大而芯头小或砂芯排气条件差的情况下；采用顶注法的体收缩大的合金铸件。

2）合适的浇注时间的确定　合适的浇注时间与铸件结构、铸型工艺条件、合金种类及选用的浇注系统类型等有关。每种铸件，在已确定的铸造工艺条件下，都对应有适宜的浇注时间范围。

由于近年来普遍认识到快浇对铸件的益处，因此浇注时间比过去普遍缩短，特别是灰铸铁和球墨铸铁件更是如此。推荐用表4.7-66的经验数据决定浇注时间。对球墨铸铁件推荐用图4.7-108所给出的经验决定浇注时间。

表4.7-66　铸铁、铸钢件的浇注时间

铸铁件		铸钢件	
浇注重量/kg	浇注时间 τ/s	浇注重量/kg	浇注时间 τ/s
<250	4~6	501~1 000	12~20
251~500	5~8	1 001~3 000	20~50
501~1 000	6~20	3 001~5 000	50~80（40）
1 001~3 000	10~30	5 001~10 000	（40~80）
>3 000	20~60	>10 000	（80~150）

注：1. 盛钢桶（底注式钢包）孔直径 $\phi40\sim\phi65$ mm；
2. 括号（　）内数据为2个桶孔的浇注时间。

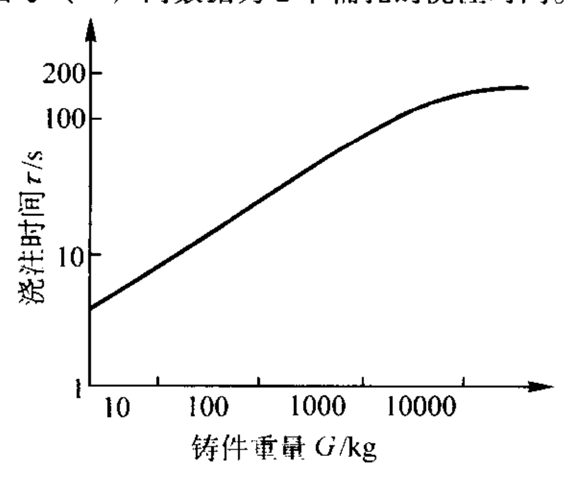


图4.7-108　球墨铸铁件的浇注时间

对其他合金铸件的浇注时间 τ，可参考各种文献提供的经验公式。这些公式可概括为

$$\tau = AG^n \quad (4.7\text{-}30)$$

及

$$\tau = B\delta^P G^n \quad (4.7\text{-}31)$$

式中，τ 为浇注时间，s；G 为铸件或浇注金属重量，kg；δ 为铸件壁厚，mm；A、B、P、n 为系数，见表4.7-67、表4.7-68。

表4.7-67　公式（4.7-30）中的系数

A	n	合金	来源	A	n	合金	来源
1.63~2.2	0.5	铸铁	H. Dietert	2.4	0.387	铝合金	G. Drosel
1.5~2.35	0.5	铸钢	Ю. А. Нехендзи	2.5~3.5	0.33	球墨铸铁	上海柴油机厂
1.0~1.35	0.417	铸钢	Б. В. ГУляев	0.97	0.5	球墨铸铁	R. White
3.7	0.38	铸铁	Б. В. Рабиновеч				

表4.7-68　式（4.7-31）中的系数

B	n	P	合金	来源	B	n	P	合金	来源
2.0	0.33	0.33	铸铁		2.3~4.5	0.33	0.33	镁合金	Г. М. Дубицкий
1.7~3.0	0.33	0.33	铝合金	Г. М. Дубицкий	1.25	0.35	0.35	铝合金	C. Drosel

（2）金属液在型内的上升速度

经验公式或图表所确定的浇注时间没有考虑每个铸件的具体条件和工艺因素。如，浇注时间 τ 应小于形成浇不到和冷隔的最大允许浇注时间，还应短于形成夹砂结疤类缺陷的极限允许时间；浇注时间应大于气体从型内逸出的最小允许时间，还应大于型内金属液形成严重紊流程度的允许充型时间等。显然，这些都和型内金属液的上升速度密切相关。

型内金属液面上升速度 $v_{型}$ 用下式表示

$$v_{型}=\frac{C}{\tau} \tag{4.7-32}$$

式中，C 为铸件（或某段）的高度；τ 为浇注时间（或浇注某段铸件时间）。

从理论上看，存在着 $v_{型\min}$（防止浇不到、冷隔和夹砂类等缺陷）和 $v_{型\max}$（保证型内排气和防止过度紊流）两个极限值，合适的浇注时间 τ 应满足如下条件

$$\frac{C}{v_{型\max}}\leqslant\tau\leqslant\frac{C}{v_{型\min}} \tag{4.7-33}$$

对铸铁件可依表 4.7-69 决定型内铁液液面的最小上升速度。铸钢件的最小型内上升速度见表 4.7-70。

对钢铁铸件，一般只核算最小上升速度。对易氧化的轻合金铸件，要注意限制最大上升速度，以免高度紊流而造成大量的氧化夹杂物。可依下式确定 $v_{型\min}$

$$v_{型\max}=\frac{Re_{型}\,\nu}{4R} \tag{4.7-34}$$

式中，R 为型腔的水力学半径；$Re_{型}$ 为型腔内允许的金属液雷诺数，由实验法确定；ν 为合金液的运动黏度。

表 4.7-69　型内铸铁液最小上升速度

铸件壁厚 δ/mm	$v_{型\min}$/mm·s^{-1}
>40，水平浇注大平板	8～10
>40，上箱有大平面	20～30
10～40	10～20
4～10	20～30
1.5～4	30～100

表 4.7-70　型内钢液面最小上升速度 $v_{型\min}$/mm·s^{-1}

铸件重量 G/t ＼ 特点	复杂件	一般件	实体件
≤5	25	20	15
>5～15	20	15	10
>15～35	6	12	8
>35～55	14	10	6
>65～100	12	8	5
>100	10	7	4

注：1. 对大型合金钢件或试压件 $v_{型\min}$值应增加 30%～50%。
2. 实体件是指形状简单的厚实铸件，如锤头、砧座等。

所确定的浇注时间，必须满足最大和最小上升速度的要求，方可作为适用的浇注时间。

（3）流量系数 μ 的确定

浇注系统的流量系数通常是指阻流截面的流量系数。流量系数与浇注系统中各部分的阻力及型腔内流动阻力大小有关，如浇注系统的结构、尺寸、浇道比、铸件复杂程度、铸型条件、合金特性、浇注温度等都对 μ 值有影响。因此，准确地确定流量系数值是件困难的工作。而 μ 值的准确程度决定着阻流截面的大小是否适用。为了确定 μ 值，常用如下两种方法：

对重要的铸件或大量生产的铸件，可用水力模拟试验法，在实验室中测出流量系数。

对于一般铸件根据经验数据确定。下面介绍这方面的经验。

对铸铁件可参照表 4.7-71、铸钢件可参照表 4.7-72 确定 μ 值。

表 4.7-71　铸铁件的流量系数 μ 值

铸　型	铸型阻力大小		
	大	中	小
湿型	0.35	0.42	0.50
干型	0.41	0.48	0.60

表 4.7-72　铸钢件的流量系数 μ 值

铸　型	铸型阻力大小		
	大	中	小
湿型	0.25	0.32	0.42
干型	0.30	0.38	0.50

对球墨铸铁件可依图 4.7-109 确定流量系数。超过 100 kg的中、大件，也可参照表 4.7-72 和表 4.7-74 确定 μ 值。

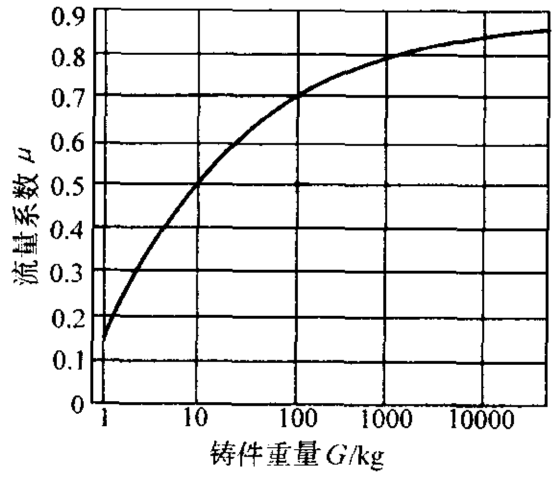


图 4.7-109　球墨铸铁件流量系数 μ 的近似值

使用表 4.7-72、表 4.7-73 的条件应符合：砂型无明出气孔或冒口，透气率一般，浇温正常，使用转包浇注，当不符合上述条件时，应对 μ 值进行修正（见表 4.7-73）。

表 4.7-73　流量系数 μ 的修正值

影响 μ 值的因素	μ 的修正值
浇温升高使 μ 值增大，从 1 280℃起，每提高浇温 50℃	0.05 以下
有出气口和明冒口，减小型腔内气体压力，使 μ 值增大。当 $(\sum A_{出气口}+\sum A_{明冒口})/\sum A_{内}$ = 1～1.5 时	0.05～0.20
直浇道和横浇道的截面积比内浇道大得多时，阻力小，并缩短封闭前的时间，使 μ 值增大，当 $A_{直}/A_{内}>1.6$，$A_{横}/A_{内}>1.3$ 时	0.05～0.20
阻流截面之后浇注系统截面有较大扩大时，阻力减小，μ 值增大	0.05～0.20
阻流截面设在内浇道，当总面积一定，而内浇道数目增多时，μ 值减小 2 个内浇道时 4 个内浇道时	 -0.05 -0.10

续表 4.7-73

影响 μ 值的因素	μ 的修正值
型砂透气性差，且无出气口和明冒口时，μ 值减小	-0.05 以下
顶注式（相对于中间注入式）能使 μ 值增大	+0.10~0.20
底注式（相对于中间注入式）使 μ 值减小	-0.10~0.20

注：封闭式浇注系统中 μ 的最大值为 0.75，如计算大于此值，仍取 $\mu=0.75$。

(4) 设计步骤

通常在确定铸造工艺方案的基础上设计浇注系统。大致步骤为：

1）选择浇注系统类型。

2）确定内浇道在铸件上的位置、数目和金属引入方向。

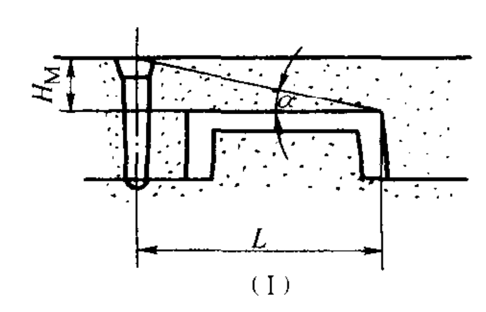
3）决定直浇道的位置和高度。实践表明，直浇道过低使充型及液态补缩压力不足，易出现铸件棱角和轮廓不清晰、浇不到、上表面缩凹等缺陷。

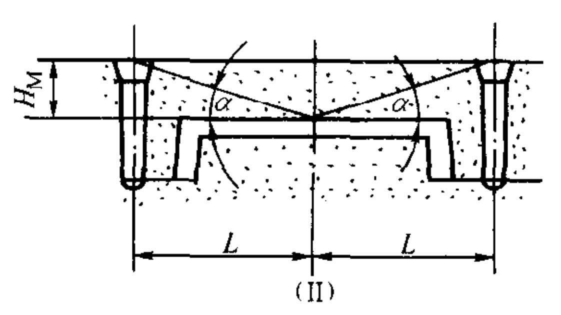
直浇道高度一般等于上砂箱高度，但应检验该高度是否足够。直浇道的剩余压力角应大于表 4.7-74 中的数值，或者，剩余压力头应满足如下压力角的要求

$$H_M \geqslant L\tan\alpha \qquad (4.7\text{-}35)$$

式中，H_M 为最小剩余压力头；L 为直浇道中心到铸件最高且最远点的水平投影距离；α 为压力角，α 的大小依表 4.7-74 中的要求而定。

表 4.7-74 压力角的最小值 α





L/mm	铸件壁厚 δ/mm							使用范围
	3~5	5~8	8~15	15~20	20~25	25~35	35~45	
	压力角 α/(°)							
4 000	根据具体情况确定	6~7	5~6	5~6	5~6	4~5	4~5	用两个或更多的直浇道浇注
3 500		6~7	5~6	5~6	5~6	4~5	4~5	
3 000		6~7	6~7	5~6	5~6	4~5	4~5	
2 800		6~7	6~7	6~7	6~7	5~6	4~5	
2 600		7~8	6~7	6~7	6~7	5~6	4~5	
2 400		7~8	6~7	6~7	6~7	5~6	5~6	
2 200		8~9	7~8	6~7	6~7	5~6	5~6	
2 000		8~9	7~8	6~7	6~7	5~6	6~7	用一个直浇道浇注
1 800		8~9	7~8	7~8	7~8	6~7	6~7	
1 600		8~9	7~8	7~8	7~8	6~7	6~7	
1 400		8~9	8~9	7~8	7~8	6~7	6~7	
1 200	10~11	9~10	8~9	7~8	7~8	6~7	6~7	
1 000	11~12	9~10	9~10	7~8	7~8	6~7	6~7	
800	12~13	9~10	9~10	8~9	7~8	7~8	6~7	
600	13~14	9~10	9~10	9~10	8~9	7~8	6~7	

直浇道的位置多设在横、内浇道的对称中心点上，以使金属液流程最短，流量分布均匀。近代造型机（如多触头高压造型机）模板上的直浇道位置一般都被确定，在这样的条件下应遵守规定的位置。直浇道距离第一个内浇道应有足够的距离。

4）计算浇注时间并核算金属上升速度 应指出，重要的是核算铸件最大横截面处的型内金属上升速度。当不满足要求时，应缩短浇注时间或改变浇注位置。

5）计算阻流截面积 $A_{阻}$ 依水力学公式计算 $A_{阻}$。如果铸件重量很大，则计算铸件重量 G 时，应包括型腔扩大量——由于各种原因引起的增重。原因有：木模壁厚偏差，起模时扩砂量，铸型及砂芯干燥过程中的尺寸变化，合型偏差及浇注时的胀砂等。因铸件大小及铸型等工艺条件而异，一般增重在 3%~7% 范围内。考虑铸件增重，不仅使浇注系统计算精确，更重要的是浇注时提供了所需要的准确金属量。

6）确定浇道比并计算各组元截面积 浇注系统中主要组元的截面积比 $A_{直}:\sum A_{横}:\sum A_{阻}$ 称为浇道比。以阻流面积为尺度（作为 1）。可依表 4.7-75 选择和确定浇道比。

7）绘出浇注系统图形。

表 4.7-75 铸铁件的浇道比

类型		$\sum A_{内}:\sum A_{横}:\sum A_{直}$	应用	特点
充满式	Ⅰ（封闭）	1:1.5:2 1:1.2:1.4 1:1.1:1.15 1:1.06:1.11	大型灰铸铁件，砂型 中、大型灰铸铁件 中、小型灰铸铁件 薄壁灰铸铁件	以 $A_{内}$ 为阻流，浇注系统充满快，金属液在横浇道内流速较高，阻渣效果欠佳，进入型腔时呈喷射状态，充型不平稳
	Ⅱ（半封闭）	1:1.4:1.2 1:1.5:1.1 3:8:4	重型机械铸铁件，表干型 中、小型铸铁件，表干型 中、小型铸铁件	横浇道截面最大，阻渣效果较好，俗称“半封闭式”，以内浇道为阻流，充型不平稳
	Ⅲ（小开放）	(2.5～1.5) :2.5:1	球墨铸铁件、小铸铁件	以直浇道下口或附近的横浇道为阻流，浇注系统可充满，阻渣效果较好，充型较平稳，适用于各种铸铁件
非充满式	全开放	不推荐使用		以浇包嘴或浇口杯入口为阻流，浇注系统的组元呈非充满流态，阻渣效果极差，造成金属氧化，带气
	先封闭后开放	4:4:1（阻流） 5:5:1（阻流）	一型多铸的小件、球墨铸铁件	阻流以前的直浇道封闭，阻流以后“开放”，这时横浇道设在下箱，内浇道设在上箱，充型平稳，也有阻渣效果，适用于球墨铸铁件及各种铸铁件

5.4 铸铁件的浇注系统

5.4.1 灰铸铁件的浇注系统

(1) 水力学公式法

对于灰铸铁件，铸铁液密度 $\rho=0.006\,9\ \mathrm{kg/cm^3}$。以重力加速度 $g=980\ \mathrm{cm/s^2}$ 代入式 (4.7-24) 得

$$A_{阻}=\frac{G}{0.31\mu\tau\sqrt{H_P}} \tag{4.7-36}$$

式中，$A_{阻}$ 为阻流面积，$\mathrm{cm^2}$；G 为流经阻流的铸铁液重量，kg；μ 为铸铁件的流量系数，见表 4.7-72、表 4.7-74；τ 为浇注时间，s；H_P 为平均计算压力头，cm，见式 (4.7-29)；计算和设计方法详见 5.3 节。

(2) 以水力学公式为基础的经验法

1) 表格法

① 适用于中、小铸铁件浇注系统 $A_{内}$（$A_{阻}$）截面积参考数据，见表 4.7-76。

表 4.7-76 适用于中、小铸铁件浇注系统 $A_{内}$（$A_{阻}$）截面积参考数据

铸件重量 G_c/kg	铸件壁厚/mm				
	≤5	>5～10	>10～15	>15～25	>25～40
	内浇道截面积/cm²				
≤1	0.6	0.6	0.4	0.4	0.4
>1～3	0.8	0.8	0.6	0.6	0.6
>3～5	1.6	1.6	1.2	1.2	1.0
>5～10	2.0	1.8	1.6	1.6	1.2
>10～15	2.6	2.4	2.0	2.0	1.8
>12～20	4.0	3.6	3.2	3.0	2.8
>20～40	5.0	4.4	4.0	3.6	3.2
>40～60	7.2	6.8	6.4	5.2	4.2
>60～100		8.0	7.4	6.2	6.0

续表 4.7-76

铸件重量 G_c/kg	铸件壁厚/mm				
	≤5	>5～10	>10～15	>15～25	>25～40
	内浇道截面积/cm²				
>100～150		12.0	10.0	8.6	7.6
>150～200		15.0	12.0	10.0	9.0
>200～250			14.0	11.0	9.4
>250～300			15.0	12.0	10.0
>300～400			15.4	13.0	12.0
>400～500			16.0	14.0	13.0
>500～600			18.0	15.0	14.0
>600～700			20.0	17.0	15.0
>700～800			24.0	20.0	19.0
>800～900			26.0	22.0	19.0
>900～1 000			28.0	24.0	21.0

② 机床类铸铁件 $A_{内}$（$A_{阻}$）截面积参考数据见表 4.7-77。

表 4.7-77 机床类铸铁件 $A_{内}$ 截面积参考数据

铸件重量 G_c/kg	铸件壁厚/mm				
	≤5	>5～10	>10～15	>15～25	40>25
	内浇道截面积/cm²				
≤2	0.8	0.8	0.6	0.6	0.6
>2～5	1.6	1.6	1.2	1.0	0.8
>5～10	1.8	1.8	1.6	1.4	1.2
11～20	3.2	3.0	2.6	2.2	2.0
21～40	5.0	4.6	4.0	3.4	3.0
41～60	6.0	5.4	4.6	4.0	3.6
61～100		7.5	6.5	5.5	5.0

续表 4.7-77

铸件重量 G_c/kg	铸件壁厚 /mm				
	≤5	>5~10	>10~15	>15~25	40>25
	内浇道截面积/cm²				
101~150		8.0	7.0	6.4	6.0
151~200		10.0	9.0	8.0	7.0
201~300			13.0	11.0	9.0
301~400			14.0	12.0	10.0
401~500			16.0	14.0	12.0
501~600			16.0	14.0	12.0
601~700			19.0	17.0	15.0
701~800			21.0	18.0	16.0
801~1 000			23.0	19.0	17.0
1 001~1 500				24.0	22.0
1 501~2 000				27.0	25.0
2 001~4 000				37.0	34.0
4 001~7 000				45.0	40.0
7 001~10 000				60.0	50.0

注：常用浇道比为：$A_{直}:A_{横}:A_{内}=1.2:1.5:1$。

③ 内燃机类铸铁件 $A_{内}$（$A_{阻}$）截面积参考数据，见表4.7-78。

④ 纺织机械类铸铁件 $A_{内}$（$A_{阻}$）截面积参考面积见表4.7-79。

表 4.7-78　内燃机类铸铁件 $A_{内}$ 截面积参考数据

铸件重量 G_c/kg	铸件壁厚 /mm					
	≤5	>5~10	>10~15	>15~25	>25~40	>40
	内浇道截面积/cm²					
≤5	2	1.5	1.2	1.0	0.8	0.5
>5~10	3	2.5	2.0	1.5	1.0	0.8
>10~20	4	3.5	3.0	2.5	2.0	1.5
>20~40	5	4.5	4.0	3.5	3.0	2.5
>40~60	8	7	6	5	4	3.5
>60~100		8	7	6	5	4
>100~150		12	10	8	6	5
>150~200		15	12	10	8	6
>200~300		20	15	12	10	8
>300~500		25	20	15	12	10
>500~700		30	25	20	15	12
>700~1 000		40	30	25	20	15
>1 000~1 500			40	30	25	20
>1 500~2 000			50	40	30	25
>2 000~3 000			60	50	40	30

注：1. 对于 100 kg 以下的铸件，常采用如下比例：$A_{直}:A_{横}:A_{内}=1:1.5:(0.5\sim0.8)$；

2. 对于 1 000 kg 以上铸件，可采用如下浇道比：$A_{直}:A_{横}:A_{内}=1:2:(1\sim3)$。

表 4.7-79　纺织机械类铸铁 $A_{内}$ 截面积参考数据

铸件重量 G_c/kg	铸件壁厚 /mm							
	≤3	>3~5	>5~8	>8~12	>12~16	>16~20	>20~35	>35~50
	内浇道截面积 /cm²							
≤0.2	0.4	0.3~0.4	0.3~0.4	0.3~0.4				
>0.2~0.5	0.4~0.7	0.4~0.7	0.4~0.7	0.4~0.7	0.4~0.6			
>0.5~1	0.7~1	0.7~1	0.6~0.9	0.5~0.8	0.4~0.7	0.4~0.7		
>1~1.5	1~2	1~1.5	0.8~1.2	0.7~1	0.7~1	0.7~1		
>1.5~2	2~3	1.5~2	1~1.8	0.8~1.8	0.8~1.5	0.8~1.2	0.6~1.2	
>2~3	3~4	2~3	1.5~2.5	1.5~2	1~1.5	1~1.5	0.8~1.5	0.6~1
>3~4		3~4	2.5~3.5	2~3	1.5~2.5	1.5~2.5	1~2	0.8~1.5
>4~5		4~5	3~4	3~4	2~3.5	2~3.5	1~2	1~2
>5~7			3~4	3~4	2~3.5	2~3.5	1~2	1~2
>7~10			3.5~4.5	3.5~4.5	3~4.5	2~3.5	1.2~2	1.2~2
>10~15			3.5~4.5	3.5~4.5	4~5	2~3.5	1.2~2	
>15~20				4~6	4~5	2~3.5	1.2~2	
>20~30				7~10 (12~14)	4.5~6	2~3.5	1.5~2.5	
>30~45				8~12 (12~14)	5.5~7	2.5~4	2~3	
>45~60				10~14	6.5~8	4.5~8	4~8	
>60~80				10~14	9~10	7~10	7~10	
>80~100				12~15	12~15	10~14	10~14	
>100~150				12~15	12~15	10~14	10~14	
>150~200				(25~35)				

注：1. 括号内之数据为特殊复杂件的参考数据。

2. 常用浇道比为：$A_{直}:A_{横}:A_{内}=1.3:1.15:1$。

⑤ 重型及通用机械类铸铁件 $A_{直}$（$A_{阻}$）截面积参考数　据见表 4.7-80。

表 4.7-80　重型及通用机械类铸铁件 $A_{内}$ 截面积参考数据

铸件重量 G_c/kg	铸件壁厚 /mm					
	5 ~ 10	> 10 ~ 15	> 15 ~ 25	> 25 ~ 40	> 40 ~ 60	> 60 ~ 100
	内浇道截面积 /cm²					
≤5	2.5	2.2	2	1.8		
> 5 ~ 10	3	2.7	2.4	2.2		
> 10 ~ 20	3.7	3.4	3.2	2.7		
> 20 ~ 50	5.5	5	4.5	4		
> 50 ~ 100	7.5	7	6.5	6		
> 100 ~ 150	9	8.5	8	7.5	6	
> 150 ~ 200	11	10	9	8	7.5	
> 200 ~ 300	13	12	11	10	8	
> 300 ~ 400	14	13	12	10	9	
> 400 ~ 500	16	14	13	11	10	
> 500 ~ 600		18	16	14	12	10
> 600 ~ 700		20	18	16	14	11
> 700 ~ 800		22	20	18	16	13
> 800 ~ 900		24	22	19	17	15
> 900 ~ 1 000		26	24	21	19	17
> 1 000 ~ 1 500		28	26	23	20	18
> 1 500 ~ 2 000			50	40	30	25
> 2 000 ~ 3 000			34	30	26	24
> 3 000 ~ ，1 000			37	32	30	27
> 4 000 ~ 5 000			38	33	32	29
> 5 000 ~ 6 000			42	36	34	32
> 6 000 ~ 8 000			46	42	40	36
> 8 000 ~ 10 000			50	47	44	40
> 10 000 ~ 15 000			57	54	51	49
> 15 000 ~ 20 000			67	63	59	56
> 20 000 ~ 30 000			83	79	74	70
> 30 000 ~ 40 000				93	87	81

注：常用浇道比为：$A_{直}:A_{横}:A_{内}=1.2:1.4:1$。

2）诺模图法

① 阻流截面查算诺模图：见图 4.7-110。它是根据国内某些工厂在生产中应用的经验图表，以及拉宾诺维奇（Б. В. Рабинович）图线、卡赛（S. I. Karsay）计算方法确定的，用于小于 5 t 以下铸铁件浇注系统阻流截面的查算。

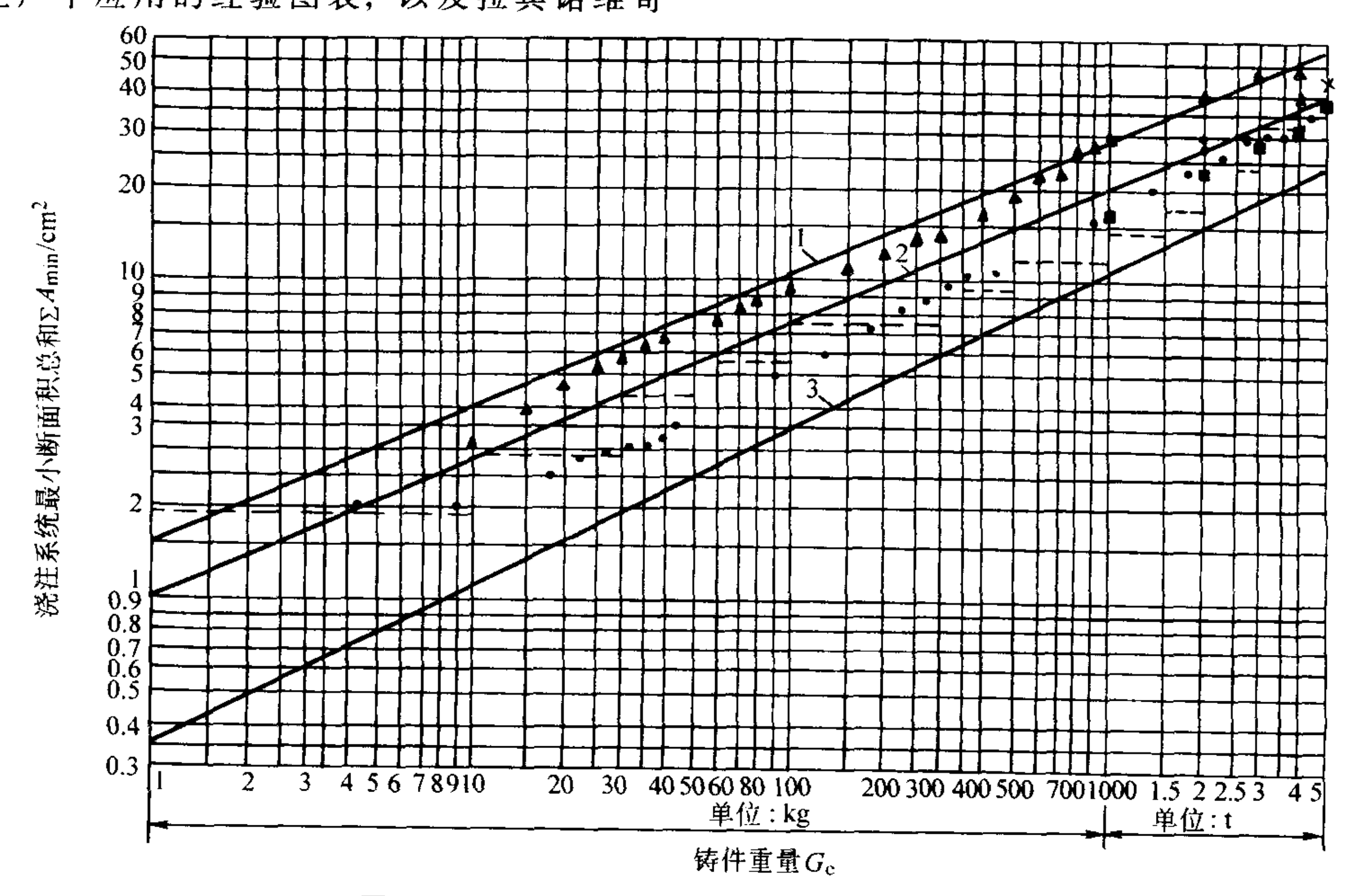


图 4.7-110　灰铸铁件浇注系统阻流截面查算诺模图

1—快浇；2—中速浇；3—慢浇

——实线（拉宾诺维奇）；▲某机械厂；……虚线为某柴油机厂；●卡赛；■某地区（$\delta=31\sim60$ mm）；×某地区（$\delta=16\sim30$ mm）

② 索伯列夫（K.A.Соблев）图表。索伯列夫图表是根据水力学公式计算绘制的，图中铸件重量、壁厚、平均计算压头高度等均按水力学公式中所用方法确定，见图 4.7-111。该图适用于一般机械制造类的大、中型铸铁件（重量大于 200 kg）的湿型铸造。当用于干型时，可将查到的内浇道（或阻流截面）面积减少 15%～20%。

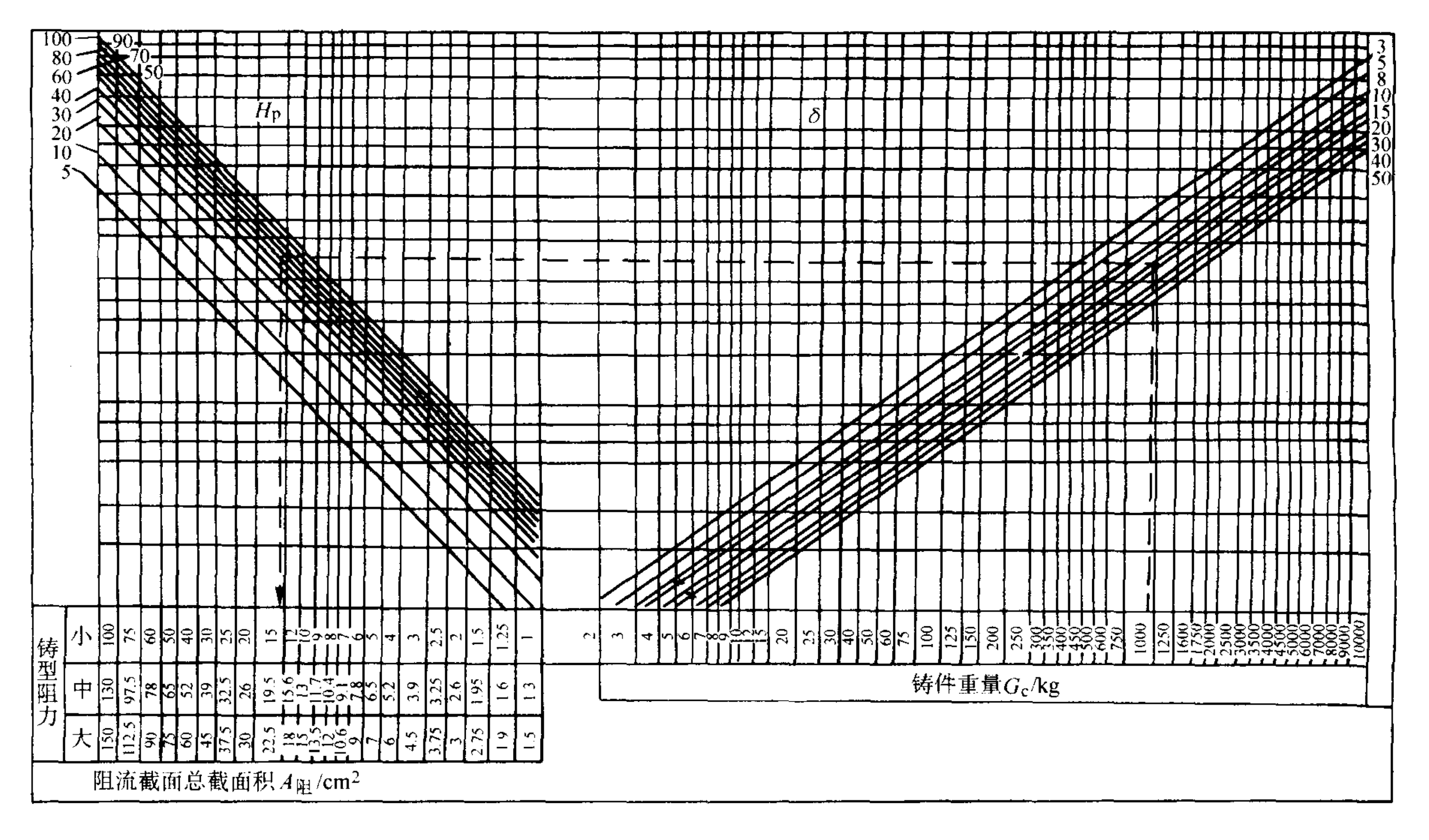


图 4.7-111 索伯列夫内浇道计算图表

H_P—平均计算压头高度（cm）；δ—铸件平均壁厚或主要壁厚（mm）

(3) 截面比设计法

根据大孔出流理论的截面比设计法，整理出的常见 4 单元（杯、直、横、内）浇注系统截面积参考数据见表 4.7-81。

表 4.7-81 灰铸铁件 4 单元浇注系统截面积参考数据

铸件重量 G_c/kg	浇注时间 t/s	内浇道截面积/cm²							
		截面比 = $\sum A_直:\sum A_横\sum A_内$							
		截面比 = 2:1.5:1		截面比 = 1.4:1.2:1		截面比 = 1.2:1.4:1		截面比 = 1:1.1:1.2	
		H_P = 40 cm	H_P = 50 cm	H_P = 30 cm	H_P = 40 cm	H_P = 15 cm	H_P = 25 cm	H_P = 10 cm	H_P = 20 cm
10	5			3.0	2.6	4.3	3.9	5.5	4.7
20	7			4.3	3.8	6.2	5.5	7.8	6.8
30	8			5.7	4.9	8.1	7.3	10.2	8.9
50	10			7.6	6.6	10.8	9.7	13.7	11.8
80	13			9.3	8.1	13.4	11.9	16.8	14.6
100	14			10.8	9.4	15.5	13.9	19.5	16.9
120	15			12.1	10.5	17.4	15.5	21.8	18.9
150	17	10.1	9.0	13.4	11.6	19.1	17.1	24.12	20.9
200	19	12.0	10.8	16.0	13.8	22.8	20.4	28.7	24.9
250	22	13.0	11.6	17.3	14.9	24.7	22.1	31.0	26.9
300	24	14.3	12.8	19.0	16.4	27.1	24.3	34.1	29.6
400	27	16.9	15.1	22.5	19.5	32.1	28.7	40.4	35.0

续表 4.7-81

铸件重量 G_c/kg	浇注时间 t/s	内浇道截面积/cm²							
		截面比 = $\sum A_{直}:\sum A_{横}\sum A_{内}$							
		截面比 = 2:1.5:1		截面比 = 1.4:1.2:1		截面比 = 1.2:1.4:1		截面比 = 1:1.1:1.2	
		H_P = 40 cm	H_P = 50 cm	H_P = 30 cm	H_P = 40 cm	H_P = 40 cm	H_P = 50 cm	H_P = 30 cm	H_P = 40 cm
500	30	19.0	17.0	25.3	21.9	36.2	32.3	45.5	39.4
700	35	22.8	20.4	30.4	26.3	43.4	38.8	54.6	47.3
800	37	24.7	22.1	32.8	28.4	46.9	42.0	59.0	51.1
1 000	41	27.9	24.9	37.0	32.1	52.9	47.3	66.6	57.7
1 200	45	30.5	27.2	40.5	35.1	57.9	51.7	72.8	63.1
1 500	50	34.3	30.7	45.5	39.4	65.1	58.2	81.9	70.9
2 000	57	40.1	35.9	53.3	46.1	76.1	68.1	95.8	83.0
2 500	63	45.3	40.5	60.2	52.2	86.1			
3 000	69	49.7	44.4	66.0	57.2	94.3			
3 500	74	54.0	48.3						
4 000	79	57.8	51.7						
4 500	83	61.9	55.4						
5 000	87	65.7	58.7						

5.4.2 球墨铸铁件的浇注系统

球墨铸铁液经过球化、孕育，处理温度下降较多，且易产生氧化、生成渣滓。要求浇注系统大流量地快速充型，且比灰铸铁液流动平稳和更好的挡渣。

生产中常采用的浇注系统截面比如下。

一般球墨铸铁件采用封闭式浇注系统：

$\sum A_{内}:\sum A_{横}:\sum A_{直}=1:(1.2\sim1.3):(1.4\sim1.9)$

厚壁球墨铸件采用开放式浇注系统：

$\sum A_{内}:\sum A_{横}:\sum A_{直}=(1.5\sim4):(2\sim4):1$

或 $(1.2\sim2.0):(1.2\sim2.0):1$

薄壁小型球墨铸铁件多半采用封闭式浇注系统：

$\sum A_{内}:\sum A_{横}:\sum A_{直}=0.8:(1.2\sim1.5):1$ 或 3:8:4

浇注时间可按球墨铸铁件的浇注时间图 4.7-108 确定。对于大件也可参照图 4.7-112 选择。

常用的球墨铸铁件浇注系统各单元尺寸参考表 4.7-82 及表 4.7-83。

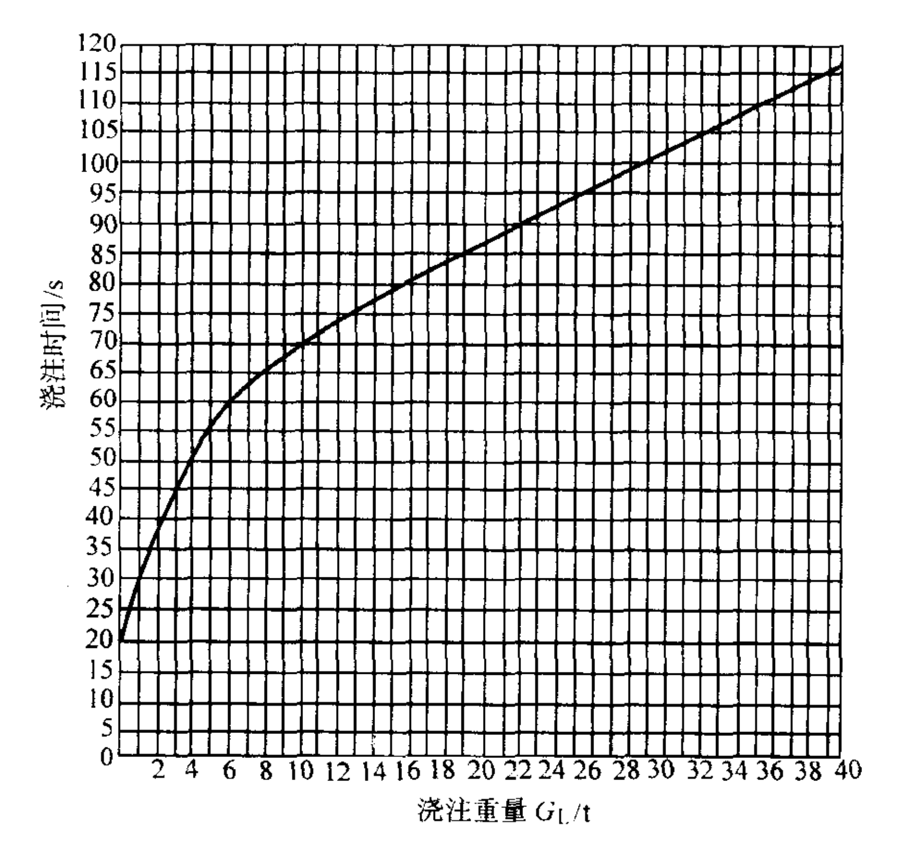


图 4.7-112 球墨铸铁大件的浇注时间

5.4.3 可锻铸铁件的浇注系统

可锻铸铁浇注系统的特点：可锻铸铁件一般是薄壁、受力较大的中、小件，碳、硅含量低，流动性差，所以浇道尺寸一般大于灰铸铁浇道尺寸；铁液收缩大，氧化性也强，易产生缩孔、缩松、裂纹等铸造缺陷。因此，要求浇注系统挡渣能力强，一般采用封闭式浇注系统、浇冒口按顺序凝固原则进行设计。

表 4.7-82 常用球墨铸铁件浇注系统尺寸

铸件重量 G_c/kg	内浇道			横浇道	直浇道	
	数目	单个截面积/cm²	总截面积/cm²	截面积/cm²	直径/mm	截面积/cm²
<2	1	1.0	1.0	3.0	20	3.1
>2~5	2	1.0	2.0	3.0	20	3.1
	1	1.92	1.92			
>5~10	3	1.0	3.0	3.6	23	4.2
	2	1.5	3.0			
	1	2.9	2.9			
>10~20	4	1.0	4.0	4.8	27	5.7
	3	1.5	4.5			
	2	1.92	3.84			
	1	3.8	3.8			

续表 4.7-82

铸件重量 G_c/kg	内浇道 数目	内浇道 单个截面积/cm²	内浇道 总截面积/cm²	横浇道 截面积/cm²	直浇道 直径/mm	直浇道 截面积/cm²
>20~50	5	1.0	5.0	5.4	29	6.3
	2	2.4	4.8			
	1	4.8	4.8			
>50~100	5	1.5	7.5	8.4	35	9.8
	4	1.92	7.6			
	3	2.4	7.2			
>100~200	6	1.5	9.0	11.4	41	13.3
	4	2.4	9.6			
	2	4.8	9.6			
>200~300	9	1.5	13.5	16.2	50	19.0
	6	2.4	14.4			
	5	2.9	14.5			
	3	4.8	14.4			
>300~600	8	2.4	19.2	22.0	57	25.5
	6	2.9	17.4			
	5	3.8	19.0			
	4	4.8	19.2			
>600~1 000	9	2.9	26.1	32.5	50	38
	6	4.8	28.8			
	5	5.6	28.0		2个	
	4	6.7	26.8			
>1 000~2 000	10	3.8	38.0	43	57	51
	8	4.8	38.4			
	5	7.5	37.5		2个	
>2 000~4 000	10	4.8	48.0	56.5	64	64.4
	8	5.6	44.8			
	6	7.5	45.0		2个	
>4 000~7 000	13	5.6	73.0	86 2个	77	93
	11	6.7	74.0			
	10	7.5	75.0		2个	
>7 000~10 000	14	6.7	93.8	113 2个	64	128.8
	12	7.5	90.0			
	9	10.8	97.2		4个	

表 4.7-83 球墨铸铁件4单元浇注系统截面积（截面比法）

铸件重量 G_c/kg	浇注时间 t/s	内浇道截面积/cm² 截面比：$\sum A_{直}:\sum A_{横}:\sum A_{内}$							
		1:3:2		1:2:1.5		1.2:1.5:1		1.5:2:1	
		H_P = 40 cm	H_P = 50 cm	H_P = 30 cm	H_P = 40 cm	H_P = 15 cm	H_P = 25 cm	H_P = 10 cm	H_P = 20 cm
10	5			4.0	3.4	3.6	3.3	3.7	3.2
20	7			5.7	4.9	5.2	4.6	5.3	4.6
30	8			7.4	6.4	6.8	6.1	7.0	6.1
50	10			9.9	8.6	9.1	8.1	9.3	8.1
80	13			12.2	10.6	11.2	10.0	11.5	10.0
100	14			14.2	12.3	13.0	11.6	13.3	11.6
120	15			15.9	3.7	14.5	13.0	15.0	12.9
150	17	18.1	16.2	17.3	15.1	16.0	14.4	16.5	14.3
200	19	21.6	19.3	20.9	18.1	19.1	17.1	19.7	17.0
250	22	23.3	20.9	22.5	19.5	20.7	18.5	21.2	18.4
300	24	25.7	23.0	24.8	21.5	22.7	20.3	23.4	20.2
400	27	30.4	27.2	29.4	23.4	26.9	24.1	27.7	24.0

续表 4.7-83

铸件重量 G_c/kg	浇注时间 t/s	内浇道截面积/cm²							
		截面比：$\sum A_{直}:\sum A_{横}:\sum A_{内}$							
		1:3:2		1:2:1.5		1.2:1.5:1		1.5:2:1	
		$H_P = 40$ cm	$H_P = 50$ cm	$H_P = 30$ cm	$H_P = 40$ cm	$H_P = 15$ cm	$H_P = 25$ cm	$H_P = 10$ cm	$H_P = 20$ cm
500	30	34.2	30.6	33.0	28.6	30.3	27.1	31.1	27.0
700	35	41.1	36.7	39.6	34.3	36.4	32.5	37.4	32.4
800	37	44.4	39.7	42.9	37.1	39.3	35.2	40.4	35.0
1 000	41	50.1	44.8	48.3	41.9	44.3	39.7	45.6	39.5
1 200	45	54.7	49.0	52.9	45.8	48.5	43.4	49.8	43.2
1 500	50	61.6	55.1	59.5	51.5	54.5	48.8	56.1	48.6
2 000	57	72.0	64.4	69.5	60.2	63.8	57.1		
2 500	63	81.5	72.9	78.7	68.1	72.2	64.5		
3 000	69	89.3	79.8	86.2	74.6	79.1	70.7		
3 500	74	97.1	86.8	93.7	81.2	86.0	76.9		
4 000	79	103.9	93.0	100.4	86.9	92.1	82.3		
4 500	83	111.3	99.6	107.5	93.1	98.6	88.2		
5 000	87	118.0	105.5	113.9	98.6	104.5	93.5		

一般设计成在内浇道或横浇道与铸件之间设置暗冒口的浇注系统，见图 4.7-113。常采用在分型面上开设节流、撇渣与补缩相结合的中注式浇注系统，顶注式很少采用。为使暗冒口能很好补缩，内浇道截面积要小于冒口颈的截面积，使之早于冒口颈凝固。典型铸件浇注系统见图 4.7-114 所示。

可锻铸铁件浇注系统参考形式见图 4.7-115。

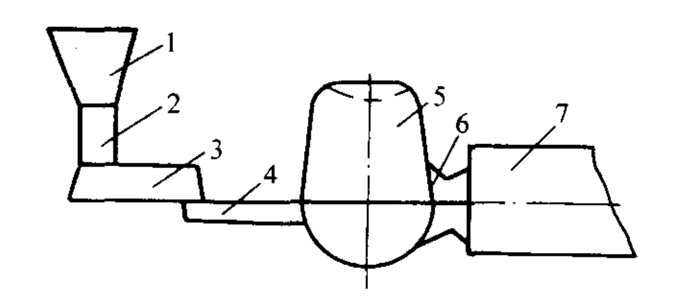


图 4.7-113　可锻铸铁件浇注系统的一般形式

1—浇口杯；2—直浇道；3—横浇道；4—内浇道；5—暗冒口；6—冒口颈；7—铸件

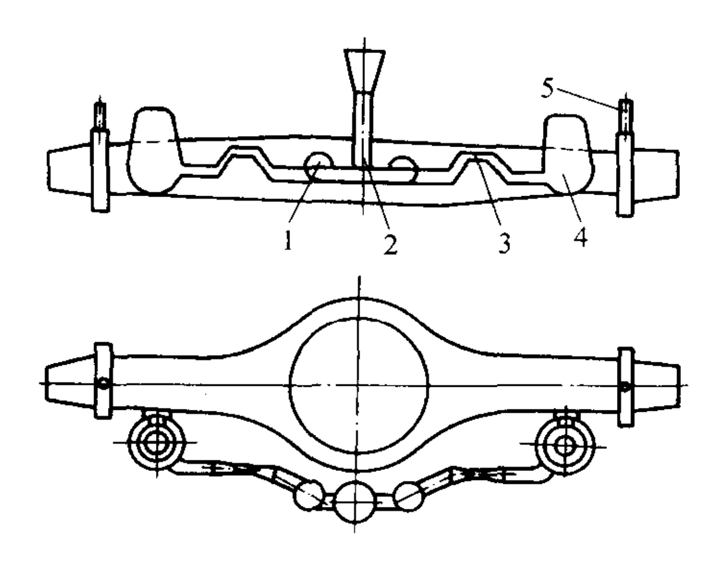
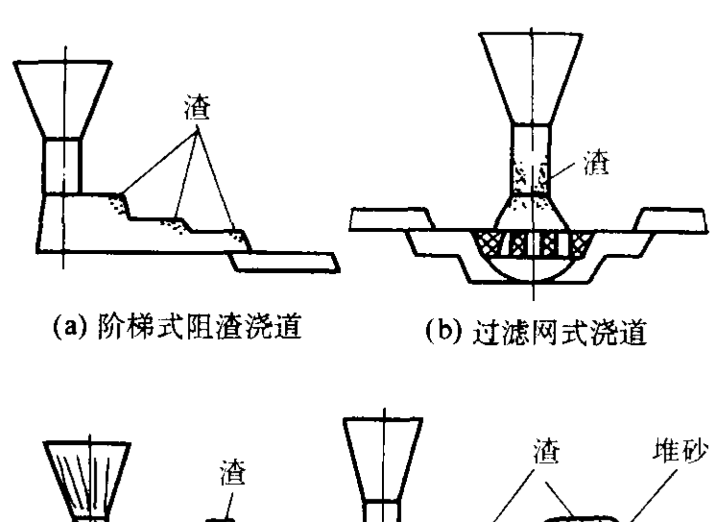


图 4.7-114　汽车后桥壳体的浇冒口系统

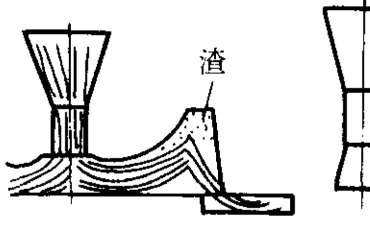
1—集渣包；2—直浇道；3—水封装置；4—暗冒口；5—出气孔

常用的浇注系统截面比为：$A_{直}:A_{横}:A_{内} = (1.5 \sim 2.0):(2 \sim 3):1$。

浇注时间的确定按下式估算：



(a) 阶梯式阻渣浇道　(b) 过滤网式浇道



(c) 羊角式阻渣浇道　(d) 闸1:1式阻渣浇道

图 4.7-115　可锻铸铁件浇注系统参考形式

$$t = S\sqrt{G_L} \tag{4.7-37}$$

式中，t 为浇注时间，s；G_L 为型内金属液总重量，包括浇、冒口系统，kg；S 为壁厚系数，在表 4.7-84 中选择。

表 4.7-84　壁厚系数 S 与铸件壁厚 δ 的关系

δ/mm	3 ~ 4	5 ~ 8	9 ~ 15	> 15
S	1.71	2.05	2.35	3

可锻铸铁浇注系统尺寸的确定

1）水力学公式法

$$A_{阻} = \frac{G_L}{0.32\mu\tau\sqrt{H_P}} \tag{4.7-38}$$

2）以水力学公式为基础的经验法

$$A_{内} = \frac{x\sqrt{G_L}}{\sqrt{H_P}} \tag{4.7-39}$$

式中，x 为系数，见表 4.7-85 和图 4.7-116。其余符号同式（4.7-36）、式（4.7-37）

表 4.7-85 系数 x 值与铸件壁厚和铁液流动性关系

壁厚/mm	流动性/mm					
	1 200 ~ 1 000	1 000 ~ 800	800 ~ 600	600 ~ 400	400 ~ 200	200 ~ 50
	x					
< 5	3.6	4.0	4.3	4.5	4.8	5.1
> 5 ~ 10	3.2	3.5	3.7	3.9	4.2	4.5
> 10 ~ 15	2.8	3.0	3.2	3.5	3.8	4.1
> 15	2.3	2.5	2.8	3.1	3.5	3.8

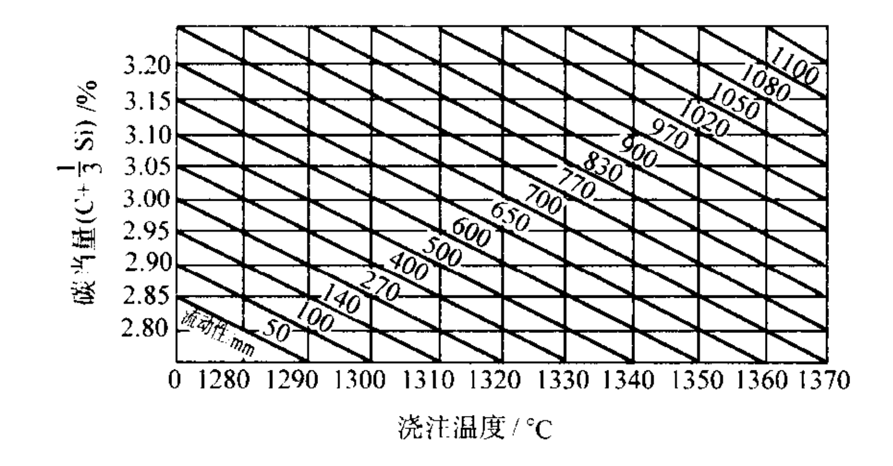


图 4.7-116 碳当量和浇注温度对铁液流动性的影响
w (S) = 0.15% ~ 0.2%，w (Mn) / w (S) = 2.5，w (P) < 0.1%

3）图表法。可查表 4.7-86 及表 4.7-87。

表 4.7-86 可锻铸铁件内浇道参考尺寸

铸件重量 G_C/kg	铸件壁厚/mm			
	3 ~ 5	5 ~ 8	8 ~ 12	12 ~ 20
	内浇道总截面积 $A_内$/cm²			
0.3 ~ 0.5	1.5	1	1	1
> 0.5 ~ 0.7	2	1.5	1.5	1
> 0.7 ~ 1		1.5	1.5	1.5
> 1 ~ 1.5		2	1.5	1.5
> 1.5 ~ 2		2	2	2
> 2 ~ 3		2.5	2	2
> 3 ~ 5		3	2.5	2.5
> 5 ~ 10		3	3	3
> 10 ~ 30		4	4	4
> 30 ~ 50			5	5

注：1. 当1个内浇道同时供给2个或2个以上铸件时，$A_内$ 按2个或2个以上铸件总重量查得。
2. 内浇道长度达 200 ~ 300 mm 时，则 $A_内$ 加大 1/3 左右。
3. 直浇道高度达 120 ~ 200 mm 时，则 $A_内$ 可减少 1/3 左右。

表 4.7-87 可锻铸铁件直、横、内浇道参考尺寸

mm

直浇道	横浇道	内浇道
b, c, a	b, c, a	D

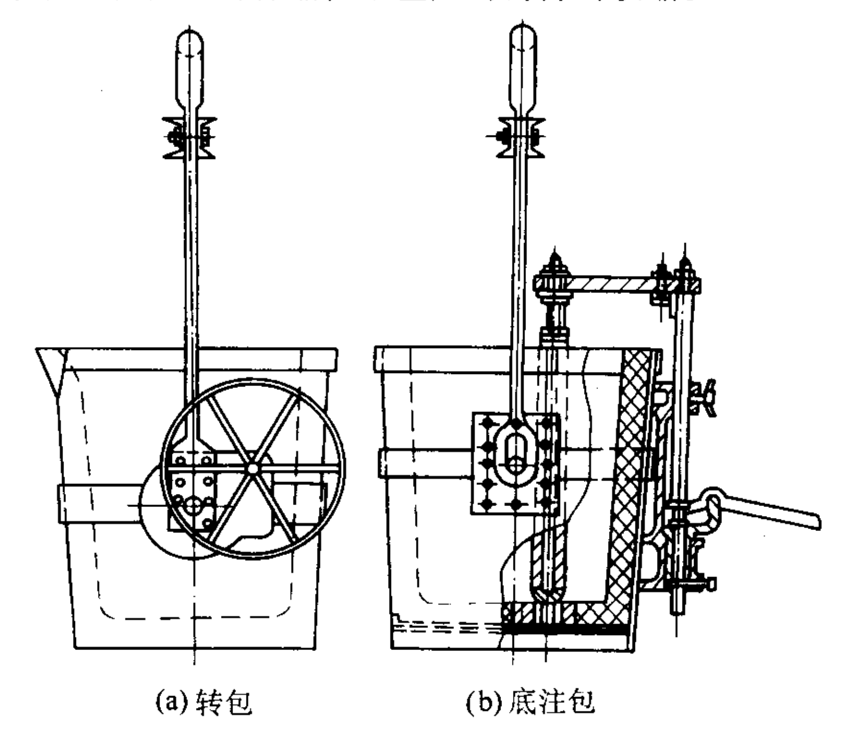
续表 4.7-87

a	b	c	截面积/cm²	a	b	c	截面积/cm²	D	截面积/cm²
1	11	8	1	16	12	18	2.5	18	2.5
16	13	10	1.5	19	15	18	3	21	3.5
18	15	12	2	22	18	18	3.6	24	4.5
20	16	14	2.5	22	16	22	4.2	27	5.7
22	18	15	3	26	20	22	5	30	7

注：1. 当 $A_内$ > 3 cm² 时，内浇道应不止一个。
2. 取 $A_直 : A_横 : A_内$ = (2 ~ 2.5) : (1.5 ~ 2.5) : 1。
3. 一般横浇道置于上箱，内浇道置于下箱，并且内浇道应带有圆角。

5.5 铸钢件的浇注系统

铸钢的特点是熔点高，流动性差，收缩大，易氧化，而且夹杂物对铸件力学性能影响严重。多使用底注浇包（俗称漏包、柱塞包，见图 4.7-117b），要求浇注系统结构简单、截面积大，使充型快而平稳，流股不宜分散，有利于铸件的顺序凝固和冒口的补缩，不应阻碍铸件的收缩。



(a) 转包 (b) 底注包

图 4.7-117 钢包的形式

5.5.1 用转包浇注时浇注系统的尺寸计算

大批量生产小型铸钢件时，也常用转包浇注。多采用可充满式浇注系统，既加强挡渣能力，又要减轻喷射。常采用的浇注系统截面比为

$$\sum A_内 : \sum A_横 : \sum A_直 = 1.0 : (0.8 \sim 0.9) : (1.1 \sim 1.2)$$

内浇道截面尺寸可用浇注比速法确定，浇注比速 k 是单位时间内通过 1 cm² 阻流截面的金属重量。

$$A_阻 = \frac{G_L}{ktS'} \text{或} \ k = \frac{G_L}{A_阻 tS'} \qquad (4.7\text{-}40)$$

式中，G_L 为流经截面的金属液重量，kg；$A_阻$ 为阻流截面面积，cm²；t 为浇注时间，s；S' 为金属液流动系数；金属液流动系数 S' 与合金种类及化学成分有关，对碳钢取 1.0，高锰钢取 0.8，铸铁可取 1.0。k 浇注比速，kg/(cm²·s)。

浇注比速 k，主要取决于铸件的相对密度 ρ'，

$$\rho' = \frac{G}{V'} \qquad (4.7\text{-}41)$$

式中，ρ' 为铸件相对密度，kg/dm³，一般小于铸件密度；G 为铸件的重量，kg；V' 为铸件轮廓体积，dm³，即铸件三个方向最大尺寸的乘积。

显然 ρ' 值越大，说明铸件壁越厚，结构越简单；ρ' 值越小，则铸件壁越薄，结构越复杂。

浇注时间 t：

$$t = C\sqrt{G_L} \tag{4.7-42}$$

C 值见表 4.7-88。表 4.7-89 是根据式（4.7-40）计算所得的数据。根据浇注钢液重量 G_L 和铸件相对密度 ρ' 可从表 4.7-89 中查得内浇道总截面积 $A_内$。一般地，内浇道厚度应小于铸件壁厚的 0.7 倍以下，才不致在内浇道处产生缩孔。

表 4.7-88 系数 C、k 的值

铸件密度 $\rho'/g\cdot cm^{-3}$	≤1.0	>1.0~2.0	>2.0~3.0	>3.0~4.0	>4.0~5.0	>5.0~6.0	>6.0
C	0.8	0.9	1.0	1.1	1.2	1.3	1.4
浇注比速 $k/kg\cdot cm^{-2}\cdot s^{-1}$	0.6	0.65	0.7	0.75	0.8	0.9	0.95

表 4.7-89 铸钢件内浇道总截面积 $A_内$

注入钢液总重量 G_L/kg	铸件密度 $\rho'/g\cdot cm^{-3}$						
	≤1.0	>1.0~2.0	>2.0~3.0	>3.0~4.0	>4.0~5.0	>5.0~6.0	>6.0
	$\sum A_内/cm^2$						
1	2.2	2.0	1.8	1.6	1.4	1.2	1.0
2	2.4	2.2	2.0	1.8	1.6	1.4	1.2
4	2.7	2.4	2.2	2.0	1.8	1.6	1.4
6	3.0	2.8	2.6	2.4	2.2	2.0	1.8
8	3.4	3.2	3.0	2.8	2.6	2.4	2.2
10	4.0	3.7	3.4	3.1	2.9	2.7	2.5
13	5.2	4.8	4.4	4.0	3.5	3.0	2.7
16	6.3	5.9	5.2	4.6	3.9	3.4	3.0
20	7.5	7.7	6.2	5.4	4.5	4.0	3.4
25	9.1	8.7	7.0	6.1	5.1	4.5	3.8
30	10.2	9.3	7.5	6.7	5.6	5.0	4.2
35	11.7	9.8	8.3	7.2	6.1	5.3	4.5
40	12.5	10.6	8.8	7.7	6.4	5.6	4.8
45	13.4	11.2	9.4	8.9	6.9	5.9	5.1
50	14.2	12.0	9.8	9.0	7.2	6.2	5.3
60	14.8	12.8	10.9	9.4	7.9	6.9	5.9
70	15.6	13.9	11.5	10.2	8.6	7.2	6.4
80	17.6	14.9	12.3	10.9	9.1	7.8	6.9
90	19.4	16.3	13.1	11.5	9.7	8.3	7.3
100	21.2	17.8	13.9	12.1	10.2	8.8	7.7
120	22.6	18.5	15.4	12.4	10.8	9.4	8.2
140	24.4	20.0	16.6	13.2	11.4	10.0	8.8
160	25.5	21.0	17.7	13.9	12.1	10.5	9.2
180	26.9	22.0	18.4	14.6	12.6	11.0	9.7
200	29.8	24.0	20.3	16.3	14.0	12.2	11.4

5.5.2 用底注浇包的浇注系统

绝大多数工厂使用保温性能好、阻渣能力强的底注包浇注，中大型铸件的直浇道用耐火砖管砌成。当每个内浇道的钢液流过量超过 1 t 时，内浇道和横浇道也用耐火砖管砌成。只在造型流水线上浇注小件的个别情况下才使用转包浇注。

为了浇注重量不同的铸件，可使用不同容量的浇包、不同直径的包孔和采用塞杆阻流以调节流量。塞杆阻流有一定限度，依经验，塞杆阻流最大限度时的流量为开启塞杆流量

的0.77倍，超过此限度时钢液流股分散，无法正常浇注。频繁地开闭塞杆会导致堵塞失灵，故应按不调节塞杆法来设计浇注系统。用底注包浇注时，浇注系统必须是开放式的，直浇道不被充满，保证钢液不会溢出浇道以外。为快速而平稳地充型，对一般中小铸件多用底注式，高大铸件常采用阶梯式浇注系统。

铸钢车间的浇包容量和熔炼炉吨位一致，一般只有一种或几种容量的浇包和数种直径的包孔。生产中先确定浇包容量和包孔直径，依经验的浇道比确定浇注系统各组元尺寸。

(1) 浇包容量及包孔的选择

浇包总容量应大于铸型内金属需要量。小浇包只设一个包孔，大于30 t的浇包可设两个包孔。每个包孔的钢液流量——浇注速度，不仅决定于包孔直径，还与包内钢液深度有关。但实践中为方便起见，给出了包孔直径和平均浇注速度的关系，如表4.7-90所示。应指出，同一浇包和包孔的浇注速度，随包内钢液深度变化而变化。这里用平均概念是很粗略的。

表4.7-90　平均浇注速度和包孔、浇包容量的关系

包孔直径/mm	30	35	40	45	50	55	60	70	80	100
平均浇注速度 v/kg·s^{-1}	10	20	27	42	55	72	90	120	150	190
浇包容量 m/t	3	5　8 10	5　8 10 30 40 90	5　8 10 30 40 90	3　8 10 30 40 90	10 12 30 40 90	12 30 40 90	40 90	90	90

(2) 浇注时间和液面上升速度

可用式(4.7-30)或表4.7-66给出的数据初步确定浇注时间，作为选择包孔的依据。浇注时间 τ 和平均浇注速度 v 之间有如下关系

$$\tau = G_L / Nnv \qquad (4.7\text{-}43)$$

式中，G_L 为型内钢液重量，kg；N 为同时浇注的浇包数。一般 $N=1$；n 为一个浇包内的包孔数；v 为平均浇注速度，kg·s。

为防止夹砂结疤、黏砂、皱皮、冷隔和浇不到、气孔等缺陷，钢液在型内的上升速度是至关重要的，应大于表4.7-71中规定的最小上升速度值。经用式(4.7-32)校核，如果钢液上升速度达不到要求，应采取措施，使之满足表4.7-71的要求。措施有：改用更大直径的包孔，增加包孔数量，采用两个浇包浇注，改变铸件浇注位置等。

(3) 其他组元截面积

以包孔截面积为基准，参照下述浇道比确定浇注系统各组元截面积

$$A_{包孔}:A_{直}:A_{横}:A_{内} = 1:(1.8\sim2.0):(1.8\sim2.0):(2.0\sim2.5)$$

生产中为加强冒口的补缩效果，常在每个冒口下部设置内浇道，冒口数量多时，内浇道数目也相应增多，结果使浇注系统更加“开放”。这符合工艺需要，是合理的，不一定受上面浇道比的限制。

5.6　非铁合金铸件的浇注系统

5.6.1　轻合金铸件的浇注系统

轻合金是铝、镁合金的统称，特点是密度小，熔点低，容积热容量小而热导率大。化学性质活泼，极易氧化和吸收气体。常见缺陷有：非金属夹杂物（由泡沫、熔渣和氧化物组成），浇不到和冷隔，气孔，缩孔，缩松及裂纹，变形，等等。

轻合金的浇注温度低，对型砂的热作用较轻。如果出现夹砂结疤、黏砂缺陷，常是因型砂质量太差引起的。过热的铝合金有很高的氢的溶解度，因而应严格控制熔炼温度，脱氢和变质处理应精心，否则易引起析出性气孔。靠改善充型过程无助于解决此类缺陷。轻合金降温快，宜快浇。有的轻合金结晶范围宽，凝固收缩大，易出现缩孔、缩松、变形甚至开裂等缺陷。有的糊状凝固特性强，难于消除缩松，浇注系统的设计应注意发挥冷铁、冒口的作用，要求有较大的纵向温度梯度才能消除缩松缺陷。

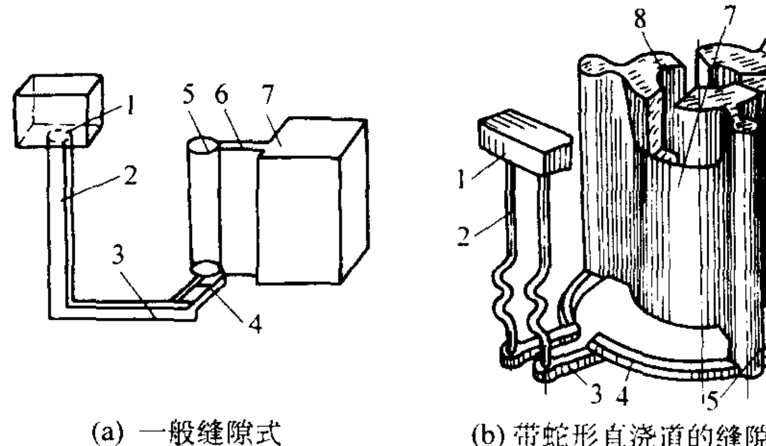
轻合金液化学性质极为活泼，一旦接触空气或水分，表面立即被氧化，因此，液流表面总是覆盖着极薄的一层氧化膜。这层膜的高温强度很低，若流速高或流向急剧改变，都会使氧化膜破裂。紊流运动促使氧化膜、空气混入合金内部，所形成的氧化夹杂物的密度常比金属液的密度大，难于清除。因此，要求合金在浇注系统中流动平稳，不产生涡流、喷溅，以近乎层流的方式充型。适合应用开放式的底注浇注系统。据经验，低于100 mm的矮铸件才可用顶注式或中间注入式浇注系统。广泛应用垂直缝隙式和带立缝的底注式浇注系统（见图4.7-118），能把合金液平稳地导入型腔，有利于顺序凝固。蛇形直浇道增加流动阻力，降低流速使充型平稳。高大铸件可使用阶梯式浇注系统。

浇道比如下：

小于20 kg铸件　$A_{直}:A_{横}:A_{内} = 1:2:(2\sim4)$

20～50 kg铸件　$A_{直}:A_{横}:A_{内} = 1:3:(4\sim5)$

大于50 kg铸件　$A_{直}:A_{横}:A_{内} = 1:4:(5\sim6)$



(a) 一般缝隙式　　(b) 带蛇形直浇道的缝隙式

图4.7-118　垂直缝隙式浇注系统（slot gate）

1—浇口杯；2—直浇道；3—横浇道；4—环形横浇道；5—中间直浇道；6—缝隙口；7—铸件；8—冒口

推荐以容许最小紊流程度为依据的阻流计算法。实质为保证金属流动平稳，以免形成过多氧化夹杂物。根据水力模拟试验及实际浇注试验，确定出轻合金充型之最大允许雷诺数见表4.7-91。实践证实，如 Re 值低于表中数值，又能排除型内形成扰动的根源，保证得到合格铸件。

基于上述理由，流入型腔的金属流量 Q 应受下式限制

$$Q = v_{型}A_{型} = \frac{Re\cdot\nu S_{型}}{4R_{型}} = (1.17\sim3.9)\times10^{-4}P_{型} \qquad (4.7\text{-}44)$$

式中，$A_{型}$ 为型腔的横截面积，m^2；$R_{型}$ 为型腔的水力半径，m（水力半径 $R_i = S_i/P_i$，其中 A_{i-i} 截面积，P_{i-i} 截面的湿周长度。这里 i 截面可代表直、横、内浇道、型腔截面）；$P_{型}$ 为型腔横截面的湿周长度，m；Re 为型腔内的雷诺数（为一量纲为1的数，对任一流体 $Re=\frac{4vR}{\nu}$，v 为流动速度，R 为水力半径，ν 为流体的运动黏度）；$v_{型}$ 为型腔内允许的上升速度，m/s；ν 为金属液的运动黏度（m^2/s）。

若以直浇道下端为阻流，则阻流处之流速（$v_{阻} = \mu\sqrt{2gH_0}$）可以求出，依连续定理知，$A_{阻}v_{阻} = Q$，于是可

求出 $A_{阻}$

$$A_{阻}=\frac{Q}{v_{阻}} \qquad (4.7\text{-}45)$$

依选取的浇道比，可求出其他组元面积。最后应核算各组元中金属流速，其雷诺数不得超过表 4.7-91 的规定。

铝、镁合金铸件常用缝隙浇道的形式可参照图 4.7-119，缝隙浇道的尺寸可参照表 4.7-92。

表 4.7-91 轻合金充型允许最大雷诺数

流动区名称	Re	$(Re\,\nu/4)$ /$m^2\cdot s^{-1}$	流动区名称	Re	$(Re\,\nu/4)$ /$m^2\cdot s^{-1}$
直浇道	43 500	65.25×10^{-4}	型腔 简单	2 600	3.9×10^{-4}
横浇道	28 000	42×10^{-4}	型腔 复杂	780	1.17×10^{-4}
内浇道	7 800	11.7×10^{-4}			

注：铝合金运动黏度 $\nu=6\times10^{-7}m^2/s$；镁合金 $\nu=7\times10^{-7}m^2/s$。

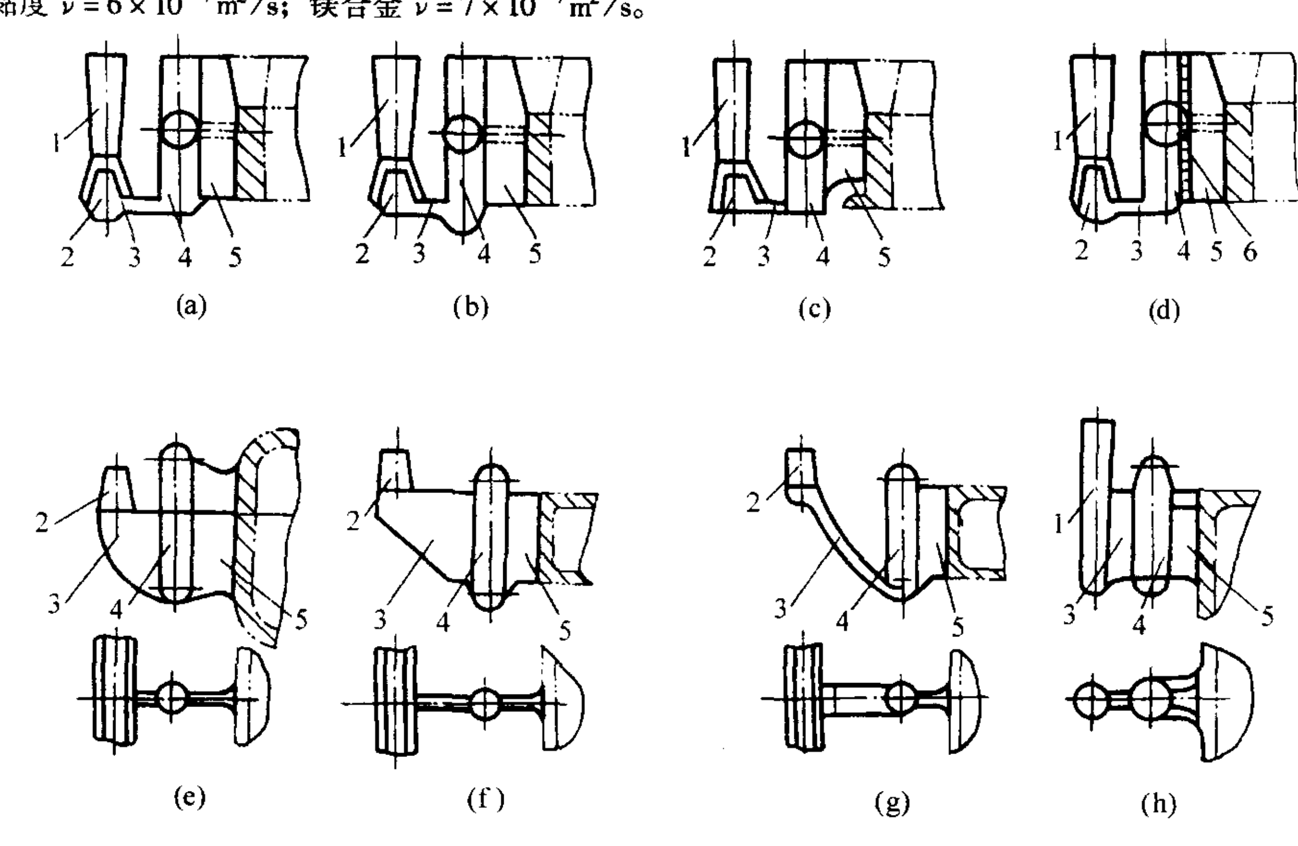


图 4.7-119 缝隙浇道的形式

1—直浇道；2—横浇道；3—过渡浇道；4—集渣包；5—缝隙；6—过滤网

表 4.7-92 缝隙浇道的尺寸

部位名称	尺寸关系	示图
缝隙厚度 a	设：缝隙浇道处铸件壁厚为 δ 当 $\delta\geqslant10$ mm，取 $a=(0.8\sim1)\delta$ $\delta<10$ mm，取 $a=(1\sim1.5)\delta$ 有时，为将热节引向集渣筒与冒口，可取 $a>1.5\delta$，并可考虑在缝隙对面放适宜的冷铁加以激冷	1—外浇道；2—直浇道；3—集渣筒；4—缝隙浇道；5—铸件；6—顶冒口
缝隙长度 b	视具体情况而定，常取 15～35 mm	
集渣筒直径 D	$D=4\sim6a$	
缝隙数目 n	$n=0.024P/a$ P—铸件外围周长，mm	
过渡浇道截面积 $A_{过}$	$A_{过}=(2\sim5)A_{直}$ $A_{直}$—直浇道截面积	

注：1. 缝隙浇道应尽量设在铸件外形较为平直的垂直面，避免在高度方向上中断。
2. 缝隙可做成上厚下薄，但除冒口部位外，不宜突变，通常取上下厚薄一致或以 1°～2°向上渐扩。
3. 缝隙的最低点应高于直浇道进入集渣筒的高度，以利浮渣。
4. 当铸件较高或需要补缩，可将缝隙与冒口连通，并把冒口处缝隙厚度加大。

5.6.2 铜合金的浇注系统

铜合金密度大、导热性好、充型容易，氧化倾向因合金成分不同而异。铸造常用的铜合金有铝青铜、锡青铜和黄铜。

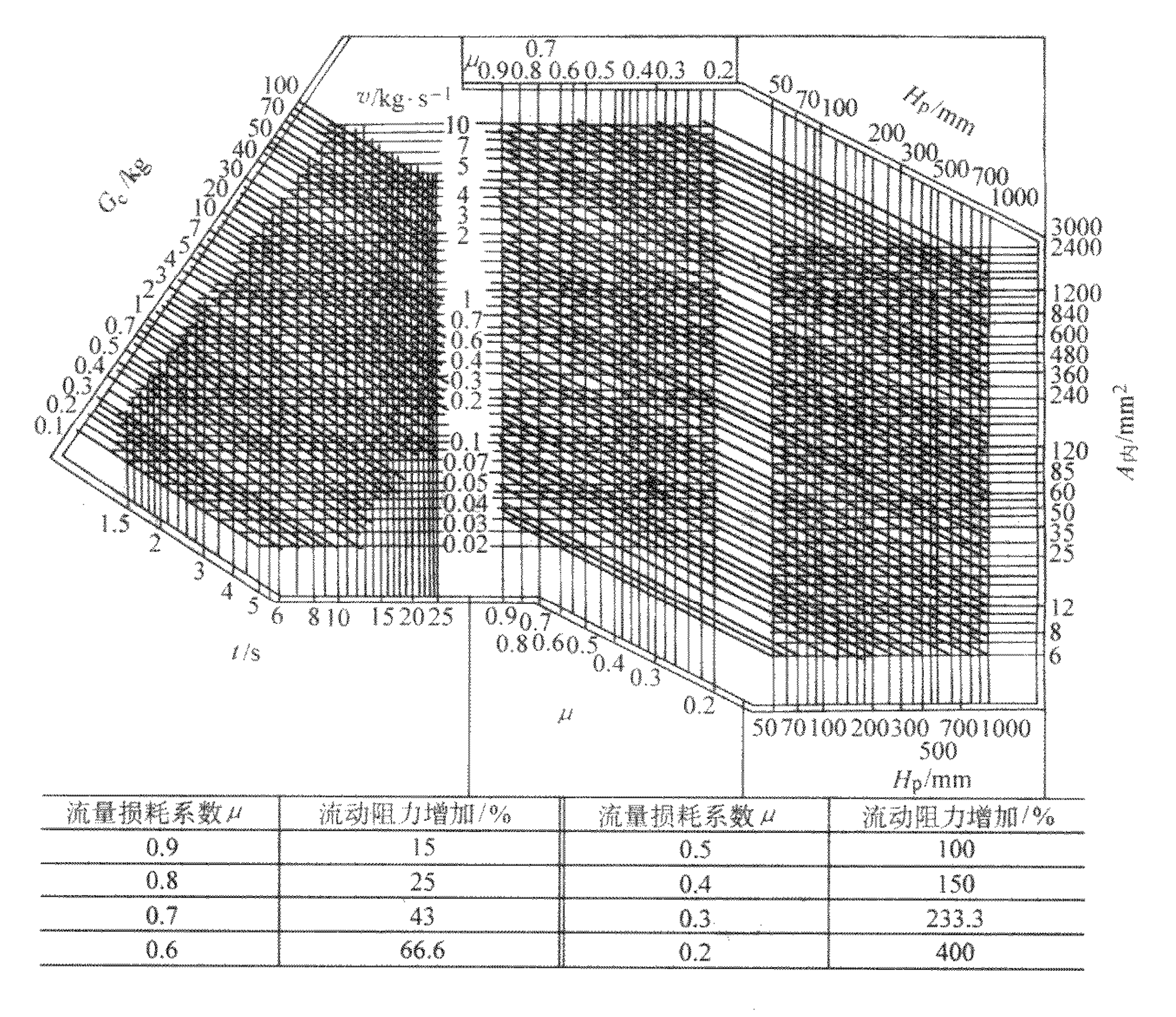
铝青铜结晶温度范围窄，收缩较大，易产生集中缩孔、易氧化生成氧化膜和铸件夹杂物。应强调顺序凝固和补缩效果。多应用底注、开放式浇注系统，并常用滤渣网和集渣包。

锡青铜和磷青铜的结晶温度范围宽，易产生缩松缺陷，但受氧化倾向小。对于小型实体铸件，可使用压边浇口，大型套筒类铸件可采用雨淋式等顶注式浇注系统。对大中型复杂铸件，也常设滤网除渣，并使流动趋于平稳。

黄铜的铸造性能接近于铝青铜等无锡青铜，黄铜液中因有锌蒸气的保护和自然脱气作用，故很少形成氧化膜和析出性气孔。应依顺序凝固的原则设置浇注系统和冒口。

铜合金铸件的浇注系统设计可应用水力学公式，即

$A_{内}=\dfrac{850G_c}{\mu\tau\sqrt{H_P}}$ （mm^2），计算时直接查图4.7-120。较普遍采用的铜合金铸件浇注系统的浇道比见表4.7-93。



流量损耗系数μ	流动阻力增加/%	流量损耗系数μ	流动阻力增加/%
0.9	15	0.5	100
0.8	25	0.4	150
0.7	43	0.3	233.3
0.6	66.6	0.2	400

图4.7-120 铜合金标准内浇道列线图

G_c—单个铸件重量，kg；t—单个铸件充型时间，s；v—浇注速度，$v=G_c/t$，kg/s；μ—流量损耗系数；H_p—金属液静压头，mm；$A_{内}$—内浇道截面积，mm^2

表4.7-93 铜合金铸件浇注系统的浇道比

合金元素	各单元的截面积比	适用范围
锡青铜类	$A_{直}:A_{横}:A_{内}=1:(1.2\sim2):(1.2\sim3)$ $A_{直}:A_{滤}:A_{横}:A_{内}=1:0.9:(1.2\sim2):(1.2\sim3)$	复杂的中、大型件，内浇道处不设暗冒口，采用底注法
	$A_{直}:A_{横}:A_{内}=1.2:(1.5\sim2):1$	适用于阀体，内浇道处设暗冒口补缩。适用于雨淋浇道
	$A_{直}:A_{滤}:A_{横}:A_{内}=1.2:1.1:1.5:(2\sim3)$	适用于阀件。用过滤网浇道
无锡青铜及黄铜类	$A_{直}:A_{滤}:A_{横}:A_{内}=1:0.9:1.2:(3\sim10)$	复杂的大型铸件
	$A_{直}:A_{滤}:A_{横}:A_{内}=1:0.9:1.2:(1.5\sim2.0)$	小型简单件
特殊黄铜类	$A_{直}:A_{直出}:A_{横}:A_{内}=1:0.8:(2\sim2.5):(10\sim30)$	适用于螺旋桨

注：$A_{直}$、$A_{横}$、$A_{内}$分别为直浇道、横浇道、内浇道截面积，$A_{直出}$—直浇道的出口截面积，$A_{滤}$—过滤网网眼总截面积。

5.7 特殊形式浇注系统

5.7.1 阶梯式浇注系统

（1）类型

阶梯式浇注系统的类型如图4.7-121所示。

在铸件不同高度上开设多层内浇道的，称为阶梯式浇注系统。

结构正确的阶梯式浇注系统具有以下优点：金属液首先由最底层内浇道充型，随着型内液面上升，自下而上地、顺序地流经各层内浇道。因而充型平稳，型腔内气体排出顺利。充型后，上部金属液温度高于下部，有利于顺序凝固和冒口的补缩，铸件组织致密。可避免缩孔、缩松、冷隔及浇不到等铸造缺陷。利用多内浇道，可减轻内浇道附近的局部过热现象。

主要缺点是：造型复杂，有时要求几个水平分型面，要求正确的计算和结构设计，否则，容易出现上下各层内浇道同时进入金属液的"乱浇"现象，或底层进入金属液过多，形成下部温度高的不理想的温度分布。

阶梯式浇注系统适用于高度大的中、大型铸件。具有垂直分型面的中大件可优先采用。

1）多直浇道的阶梯式　各层内浇道由专用直浇道连接，用依次浇注不同直浇道的方法实现分层浇注。但需要较大的砂箱，造型工作量大。用于很重要的铸件。如图4.7-122、图4.7-123。

2）用塞球法控制的阶梯式　浇注时直浇道呈非充满状态，当型内液面上升到接近第二层内浇道时，向直浇道内投放第一枚金属球，塞住下层直浇道通路，使金属从上一层内浇道注入型腔，如此顺序进行浇注。为有效地控制浇注顺

序，直浇道采用特制耐火砖管或砂芯管，上层的V形管径大于下层管径，上层金属塞球也相应加大直径，见图4.7-121b)。

优点是能较可靠地控制浇注顺序，并获得有利的金属温度分布。缺点是需要特制耐火管和金属塞球。对于经常应用阶梯式浇注系统的铸造厂可以考虑应用。

3）控制各组元比例的阶梯式　在和各层内浇道相连接的分配直浇道之前设置阻流，造成分配直浇道内呈非充满流态，并使 $h_{有效} < H_0$（见图4.7-121c)，从而实现分层引注。这是一种先封闭后开放的浇注系统，故仅适用于转包浇注的各种铸件。

主要优点：结构简单，占用砂型体积小。缺点是：底层内浇道进入金属量过多，在获得有利于冒口补缩的温度场方面不如前两种类型。

4）带缓冲或反直浇道的阶梯式　如图4.7-121d)、e)所示，金属液流经直浇道及 $A_{横1}$ 进入宽大的缓冲或反直浇道内，它未充满并使 $h_{有效} < H_0$，从而实现逐层充型。具有反直浇道的阶梯式，当几层内浇道都被淹没时，上层内浇道流量较大，容易实现铸件的顺序凝固，有利于补缩。适用于中大型的铸钢件。

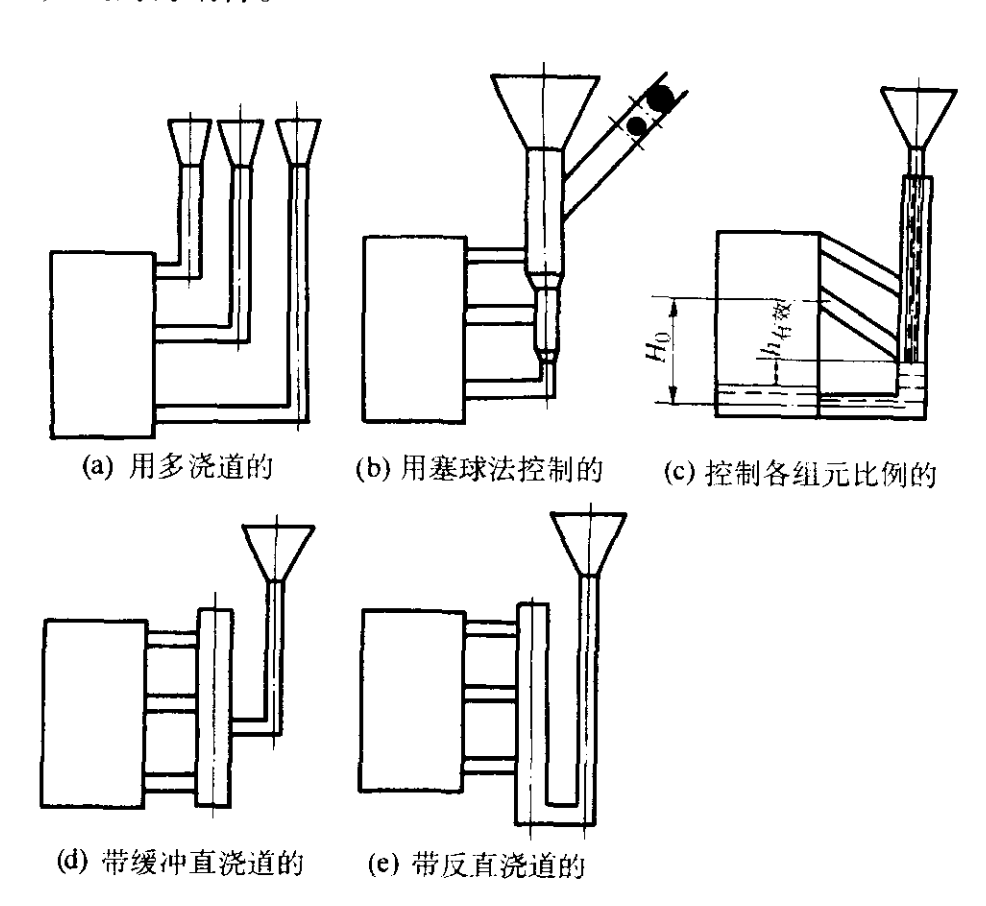


图4.7-121　阶梯式浇注系统

总之，选择浇注系统类型时要综合考虑多种因素：铸件的浇注位置，分型面，铸件的结构、尺寸、合金的铸造性能，是否应用冒口、冷铁及如何发挥它们的作用，满足铸件的技术要求等等。

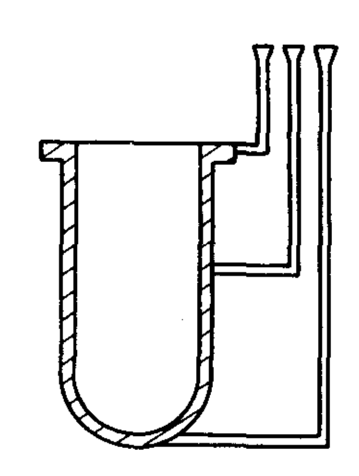


图4.7-122　多直浇道阶梯式浇注系统示意图

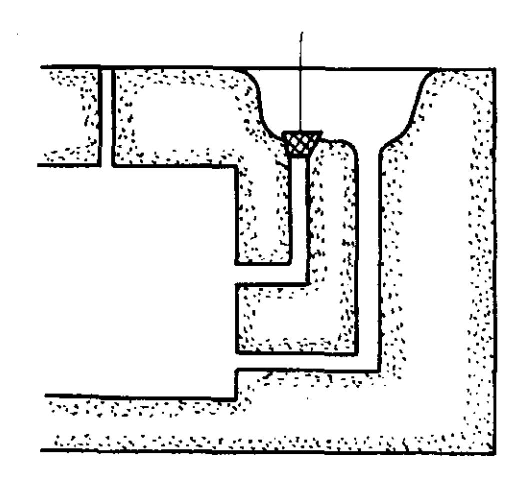


图4.7-123　单浇口杯、多直浇道系统

（2）实现逐层引注的方式

上述后两种阶梯式浇注系统通过分配直浇道实现逐层引注，其方式有下述三种。

1）控制浇注速度。靠操作者人工控制，使分配直浇道内自由液面和型腔内自由液面高度差不超过相邻两层内浇道的距离（$H < H_0$ 见图4.7-125)，以实现逐层引注。这种方式要求有高超的浇注技术，控制难度大，不推荐应用。

2）控制各单元截面比例。将阻流截面设置在浇口杯出口处，或主直浇道下端，或横浇道之中，或分配直浇道上端，见图4.7-124、图4.7-126。使金属液在分配直浇道中呈不充满状态，并使 $h_{有效} < H_0$，从而实现逐层引注。这种方法在生产中的应用最多。

3）控制浇注系统的形状和结构。通过改变金属液的流动方向及造成不同的阻力，实现逐层引注。见图4.7-127，其中b、c结构较好，e结构最好，它不仅利用形状因素，还控制了截面比例。一般采取使分配直浇道尺寸大于主直浇道截面尺寸，每层内浇道截面尺寸等于直浇道截面尺寸，以保证在充型过程中，分配直浇道不充满，从而使各层内浇道自下而上地起作用。d形式又称为缓冲式，e形式又称带反直浇道的阶梯式浇注系统，应用较广。

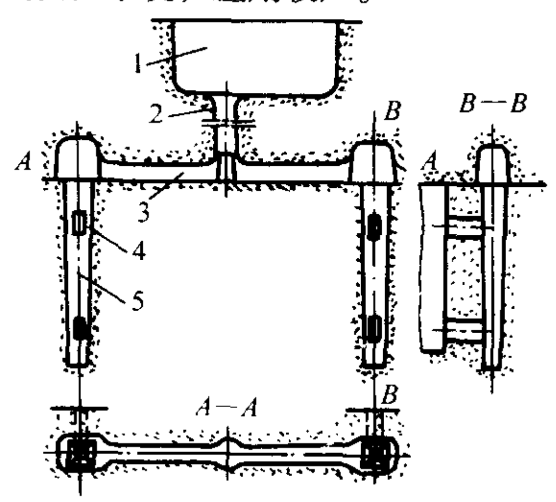


图4.7-124　带分配直浇道的阶梯式浇注系统图
1—浇口杯；2—直浇道；3—横浇道；4—内浇道；5—分配直浇道

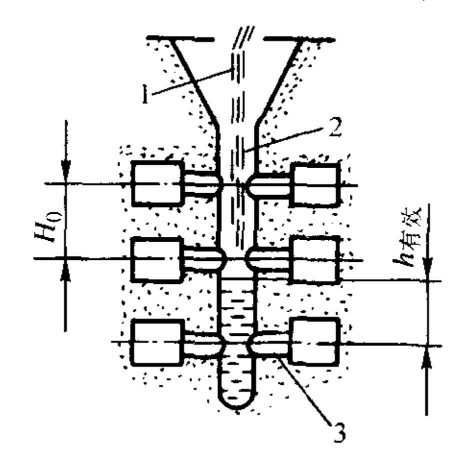


图4.7-125　限制浇注速度实现阶梯浇注的系统
1—浇口杯；2—直浇道（分配直浇道）；3—内浇道

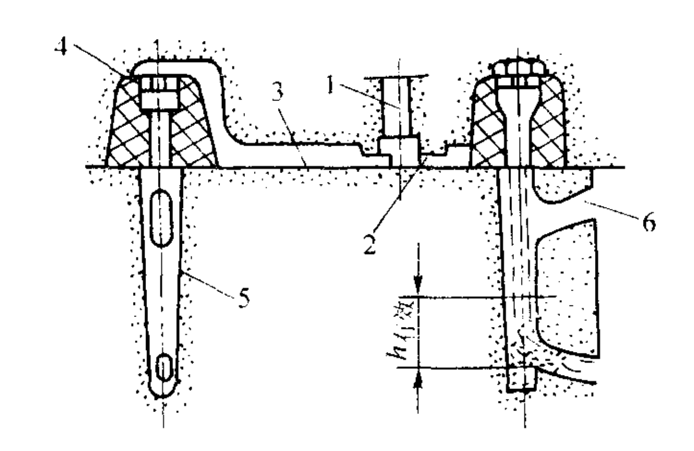


图 4.7-126 以横浇道中节流片和过滤网下出口为最小控制截面的阶梯式浇注系统

1—直浇道；2—节流片；3—横浇道；4—过滤网；5—分配直浇道；6—内浇道

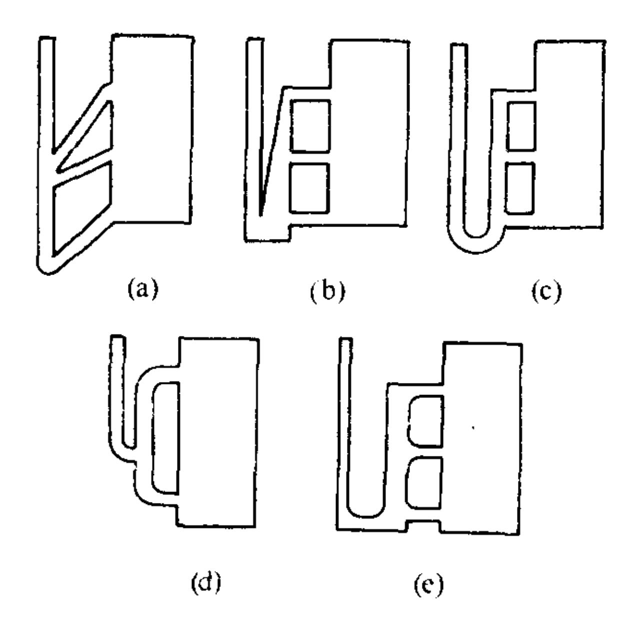


图 4.7-127 利用结构和形状实现阶梯浇注的系统示意图

(3) 计算原理和设计方法

除了多直浇道的和用塞球法控制的阶梯式以外，其余几种类型都须满足以下两个条件才能实现分层引注：

1) 连接各层内浇道的分配直浇道（包括缓冲直浇道、反直浇道）应呈非充满状态。

2) 在分配直浇道中液态金属的自由液面以下的有效压力头，应小于两层内浇道之间的距离，即 $h_{有效} < H_0$（参看图 4.7-128）。

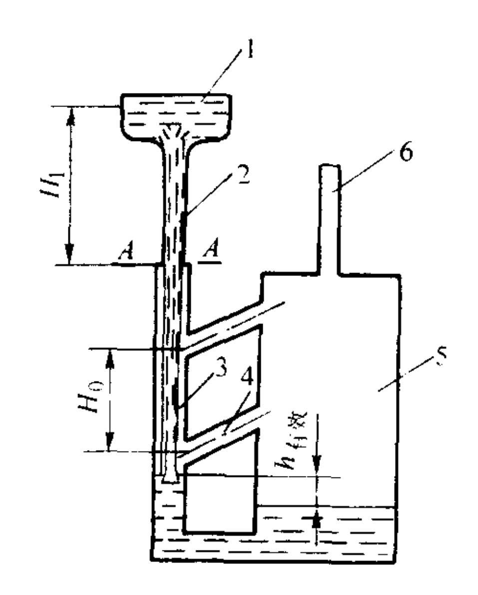


图 4.7-128 阶梯式浇注系统计算原理图

1—浇口杯；2—主直浇道；3—分配直浇道；4—内浇道；5—型腔；6—出气孔

计算原理及设计步骤：

1) 阻流面积 $A_{阻}$ 的计算 转包浇注容易带入熔渣，阶梯式浇注系统应设计成先封闭后开放式的，以便利用阻流前面的浇口杯、横浇道等组元阻渣。

从浇口杯上液面到阻流截面 $A—A$ 之间为一封闭式系统，呈充满流态，因此，浇注系统的截面就是金属液流的截面。流经 $A—A$ 截面的金属流速 v 可表示为

$$v = \mu_1 \sqrt{2gH_1} \tag{4.7-46}$$

若铸件低于 $A—A$ 水平面，则在充型期间 v 值不变。故有

$$G = \mu_1 A_{阻} \rho\tau \sqrt{2gH_1} \tag{4.7-47}$$

由此得

$$A_{阻} = \frac{G}{\mu_1 \rho\tau \sqrt{2gH_1}} \tag{4.7-48}$$

若 $A—A$ 截面低于铸件最高点，则依下式计算

$$A_{阻} = \frac{G}{\mu_1 \rho\tau \sqrt{2gH_P}} \tag{4.7-49}$$

式中，$A_{阻}$ 为阻流截面积；G 为通过 $A—A$ 截面的金属重量；ρ 为金属液的密度；g 为重力加速度；μ_1 为从浇口杯顶到阻流截面的流量系数；H_1 为从浇口杯顶液面到阻流截面的垂直距离；τ 为充型或浇注时间；H_P 为阻流截面的平均计算压力头，$H_P = H_1 - (P^2/2C)$；P 为 $A—A$ 水平面以上的铸件高度；C 为铸件总高度；μ_1 值的大小：对只有浇口杯和直浇道的两组元系统，$\mu_1 = 0.76$；对由浇口杯、直浇道和横浇道组元的系统，$\mu_1 = 0.58$；对于由浇口杯，直、横、内浇道组成的四组元系统 $\mu_1 = 0.48$。

2) 分配直浇道截面积 依经验，分配直浇道截面积等于 1～2 倍阻流面积。

3) 每层内浇道的总截面积 当浇注稳定时，可以认为通过阻流的流量 Q_1 和通过底层内浇道的流量 Q_2 相等，即

$$Q_1 = \mu_1 A_{阻} \sqrt{2gH_1} \tag{4.7-50}$$

$$Q_2 = \mu_2 A_{内} \sqrt{2gh_{有效}} \tag{4.7-51}$$

这里忽略了从浇包嘴到浇口杯金属下落动能的影响，也忽略了从阻流到分配直浇道中自由液面的金属下落动能的影响。粗略地认为两者影响相互抵消。令 $Q_1 = Q_2$，化简化后得

$$h_{有效} = \left(\frac{\mu_1}{\mu_2} \times \frac{A_{阻}}{A_{内}}\right)^2 H_1 \tag{4.7-52}$$

式中，μ_2 为分配直浇道中自由液面到型腔内自由液面间的流量系数。对于湿型，$\mu_2 = 0.35 \sim 0.5$；对于干型 $\mu = 0.4 \sim 0.6$。型内阻力大时取下限。更精确的数据应从水力模拟试验中测出。$A_{内}$ 为底层内浇道总截面积。

由上式不难看出，$h_{有效}$ 和 $A_{内}^2$ 成反比。$h_{有效}$ 值越小，越不易出现“乱浇注”现象。但 $A_{内}$ 大，往往使底层进入的金属量过多，这会造成下部温度高，不利于铸件的顺序凝固。设 $h_{有效} = KH_0$，推荐 $K = 0.25 \sim 0.5$，于是式（4.7-52）可化为

$$A_{内} = \frac{\mu_1}{\mu_2} \times \frac{\sqrt{H_1}}{\sqrt{KH_0}} A_{阻} \tag{4.7-53}$$

依上式可方便地计算出底层内浇道截面积。根据顺序凝固的要求高低，确定上层内浇道的截面积，为底层截面积的 1～2 倍。

一般地说，当铸件高度超过 600 mm 时，就可采用阶梯式浇注系统，两层内浇道之间距在 600～1 200 mm 范围内（有的资料认为在 800～2 000 mm 范围内）。

4) 阶梯式浇注系统设计要点

① 底注包浇注时，可采用开放式浇注系统，这时控制浇注速度的最小截面是底注包的包孔。

② 转包浇注时，推荐采用封闭开放式浇注系统，以浇口杯或直浇道出口为阻流截面。

③ 对于重要的大型铸件，为防止过早地从上层内浇道注入金属液，可将上层内浇道做成向上倾斜的形式，或在上层横浇道中设置挡板结构，见图 4.7-129。

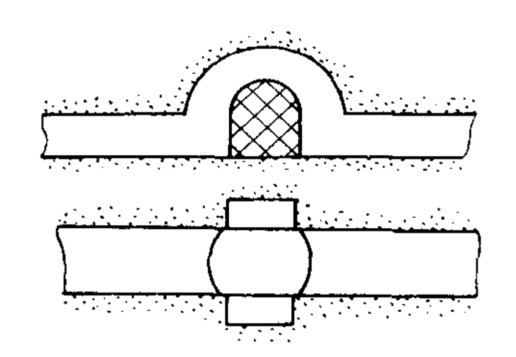


图 4.7-129　上层横浇道中的挡板结构

④ 为了给铸件顺序凝固创造条件，上层内浇道的截面积应大于下层内浇道的截面积。

⑤ 多箱造型的砂型，分型面上分配直浇道连接处宜采用喇叭形结构，以避免因错箱而引起分配直浇道截面减小，见图 4.7-130。

5.7.2　垂直分型的浇注系统

（1）计算原理

垂直分型无箱造型的特点是：造型、浇注、冷却过程中分型面均呈垂直状态。对于一型多铸的小件，分布有几层（多达 6 层），底部铸件的充型压力比顶部的高几倍。有的研究者主张用底注开放式浇注系统，而有的研究者主张用恒压等流量浇注系统——强封闭式浇注系统。实践表明，恒压等流量浇注系统有较多的优点：①上下各层铸件质量比较一致。②浇注系统占用模板面积小。③工艺出品率高。

恒压等流量浇注系统是充满式系统，每层铸件的内浇道

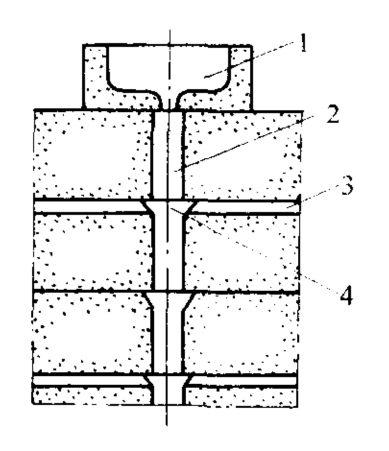


图 4.7-130　阶梯式浇注系统中喇叭形接口

1—浇口杯；2—直浇道；3—分层横浇道；4—喇叭形接口

（阻流）保持充型时恒定的压力头，并使每个内浇道的流量相等。尽量使各层型腔同时充满。

以内浇道为阻流，用水力学公式计算每个铸件的内浇道截面积 $A_内$

$$A_内 = \frac{G}{\mu\rho\tau\sqrt{2gH_P}} \qquad (4.7\text{-}54)$$

式中，G 为一个铸件质量；μ 为内浇道的流量系数；ρ 为金属液的密度，对于铸铁 $\rho = 6.9\times10^{-6}\ \mathrm{kg/mm^3}$；$\tau$ 为充填一个型腔的时间；g 为重力加速度；H_P 为每个铸件的平均计算压力头。为简便起见，忽略铸件高度的影响，用浇口杯上液面到内浇道中心的距离 H_0 取代 H_P。

依据上式，制作的铸铁件垂直分型工艺内浇道计算诺谟图如图 4.7-131 所示。由 G、μ、τ、H_0 值查出 $A_内$。

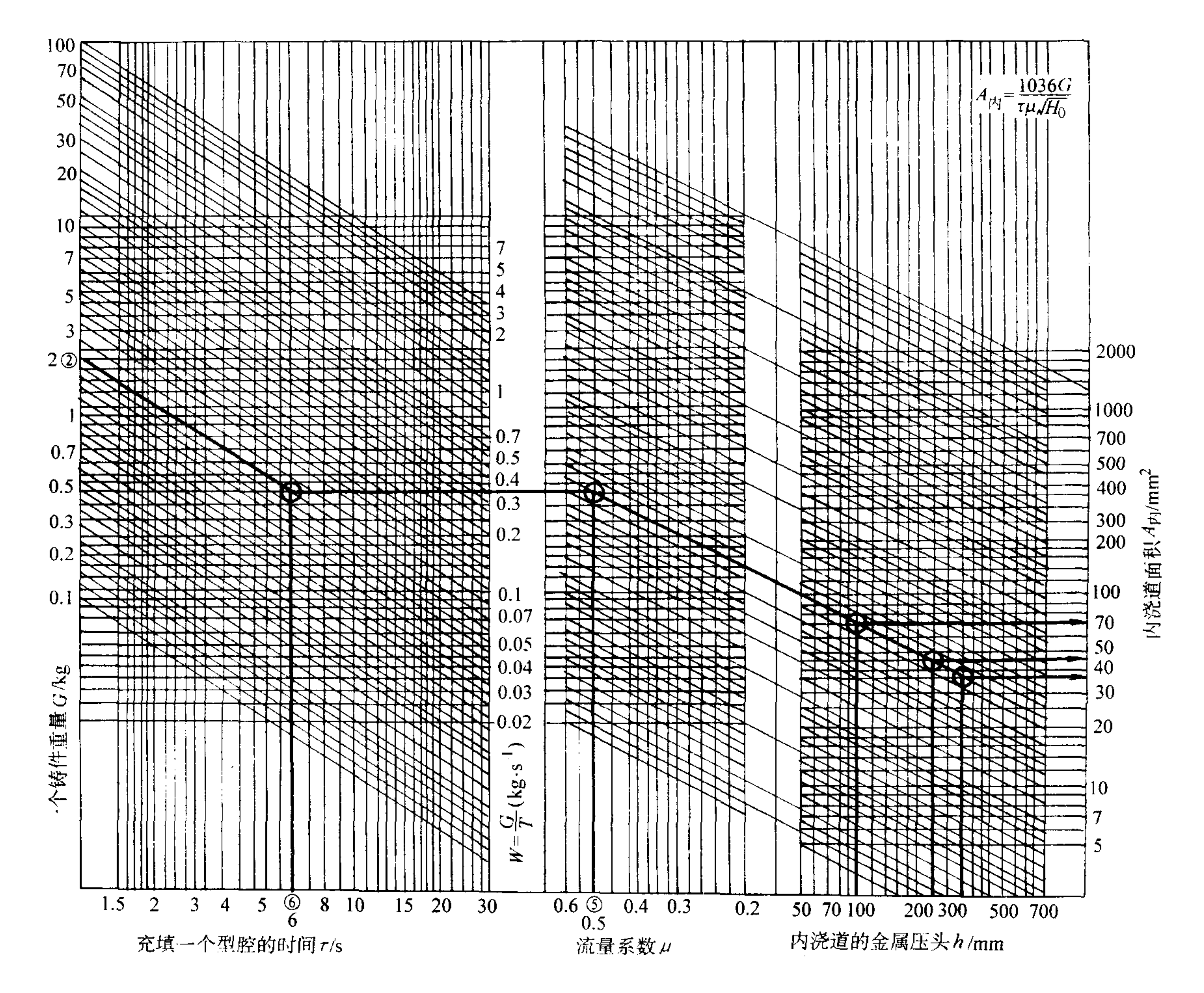


图 4.7-131　铸铁件垂直分型工艺的内浇道计算诺谟图

(2) 设计要点

1) 以内浇道为阻流的强封闭式浇注系统 目的是维持各层内浇道充型时金属压力头恒定，使每个型腔同时充满，浇口杯应足够大。

2) 严格控制浇注时间 浇注时间应服从造型机节拍并严格地控制。根据经验，浇注时间的变化如超过 1 s，废品就会大幅度增加。浇注速度与浇注时间的经验关系见表 4.7-94。

表 4.7-94 浇注速度与浇注时间的关系

型内金属重量 G/kg	浇注速度 v/kg·s^{-1}	浇注时间 τ/s	型内金属重量 G/kg	浇注速度 v/kg·s^{-1}	浇注时间 τ/s
≈12	1.5~2	6~8	30	3.7	8
15	2	8	35	4	8
20	2.5	8	40	4	10
25	3	8	50	4.2	12

3) 小的薄壁件可利用浇注系统当"冒口" 如对薄小的可锻铸铁件，可用浇注系统作为冒口进行补缩。对较大的热节或铸件，则另设冒口，使内浇道通过冒口，以提高冒口的补缩效率。

(3) 设计方法举例

1) 首先草拟出模板布置简图 图 4.7-132 为一灰铸铁件的浇注系统计算原理图，也是模板布置简图。依造型机标准模板尺寸（例如 2013 造型机的模板尺寸为 600 mm×480 mm）及合理吃砂量（图 4.7-132 中 A、B、C 尺寸）等参数，草拟出模板布置图。初步确定出各层铸件内浇道的金属压力头；h_1 = 100 mm，h_2 = 250 mm，h_3 = 350 mm。垂直分型挤压造型机模板布置参数见表 4.7-95。

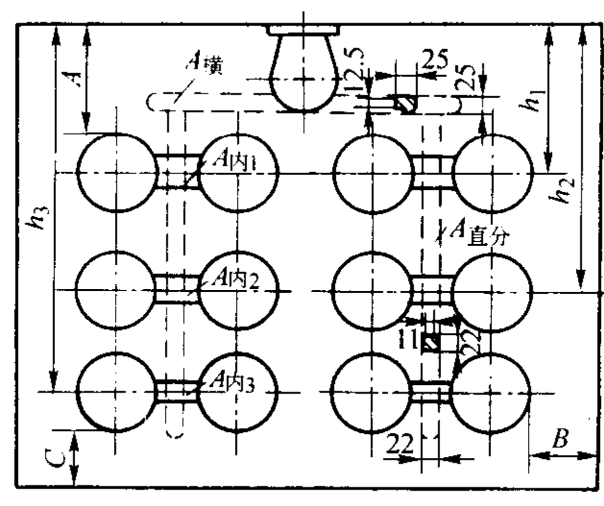


图 4.7-132 垂直分型浇注系统计算原理图

表 4.7-95 垂直分型挤压造型机模板布置参数

铸件壁厚 /mm	凝固模数 /cm	模样高度 /cm	顶边 A/mm	侧边 B /mm	底边 C /mm
0~10	0~0.5	0~100 100~200 200~300	70	30~40 50~60 70~80	30~40 50~60 70~80
10~15	0.50~0.75	0~100 100~200 200~300	70	50~60 70~80 90~100	40~50 60~70 80~90
15~20	0.75~1.0	0~100 100~200 200~300	70	60~70 80~90 100~110	50~60 70~80 90~100

续表 4.7-95

铸件壁厚 /mm	凝固模数 /cm	模样高度 /cm	顶边 A/mm	侧边 B /mm	底边 C /mm
20~25	1.0~1.25	0~100 100~200 200~300	70	70~80 90~100 100~120	60~70 80~90 100~110
25	1.25	0~100 100~200 200~300	70	80~90 100~110 120~130	70~80 90~100 110~120

注：该表适用于 2013 和 2032 造型机。

2) 计算型内金属重量 每个铸件重 2 kg，共布置 12 件。铸件工艺出品率按 70% 估计，则型内金属重量为 2×12 kg/0.7 = 34.3 kg。

3) 确定浇注时间和浇注速度 v 已知造型机生产率为 300 型/h，每造一型时间为 12 s。依表 4.7-95 查得浇注时间为 8 s。根据经验，约用 2 s 来充填浇注系统，则充填每个型腔的时间为 6 s。每个型腔的浇注速度为 2 kg/6 s≈0.33 kg/s。整个铸型的浇注速度为 34.3 kg/8 s≈4.3 kg/s。

4) 选用浇口杯 根据铸型的浇注速度，利用表 4.7-96 的经验数据，可查出浇口杯尺寸。本例中，如用手工浇注，使用 4 号浇口杯，铁液为 5.5 kg；如用自动浇注，使用 2 号浇口杯，铁液为 4 kg。

5) 计算内浇道截面积 用公式（4.7-54）计算或查图 4.7-131。以流量系数 μ = 0.5，H_0 = 100 mm、250 mm、350 mm，求出各层铸件之内浇道截面积分别为：A_1 = 70 mm^2，A_2 = 45 mm^2，A_3 = 38 mm^2。

6) 分直浇道截面积 每个分直浇道充填 6 件，与其相连接的内浇道截面积总和为

$\sum A_内 = 2(A_1 + A_2 + A_3) = 2 \times (70 + 45 + 38)$ mm^2 = 306 mm^2

分直浇道截面积为内浇道总面积的 1.2 倍，故 $A_{分直} = 1.2\sum A_内 = 1.2 \times 306$ mm^2 = 367 mm^2。

按浇道标准规格，选取分直浇道的截面尺寸为梯形，上底宽 11 mm，下底宽 22 mm，高 22 mm。实际 $A_{分直}$ = 363 mm^2。

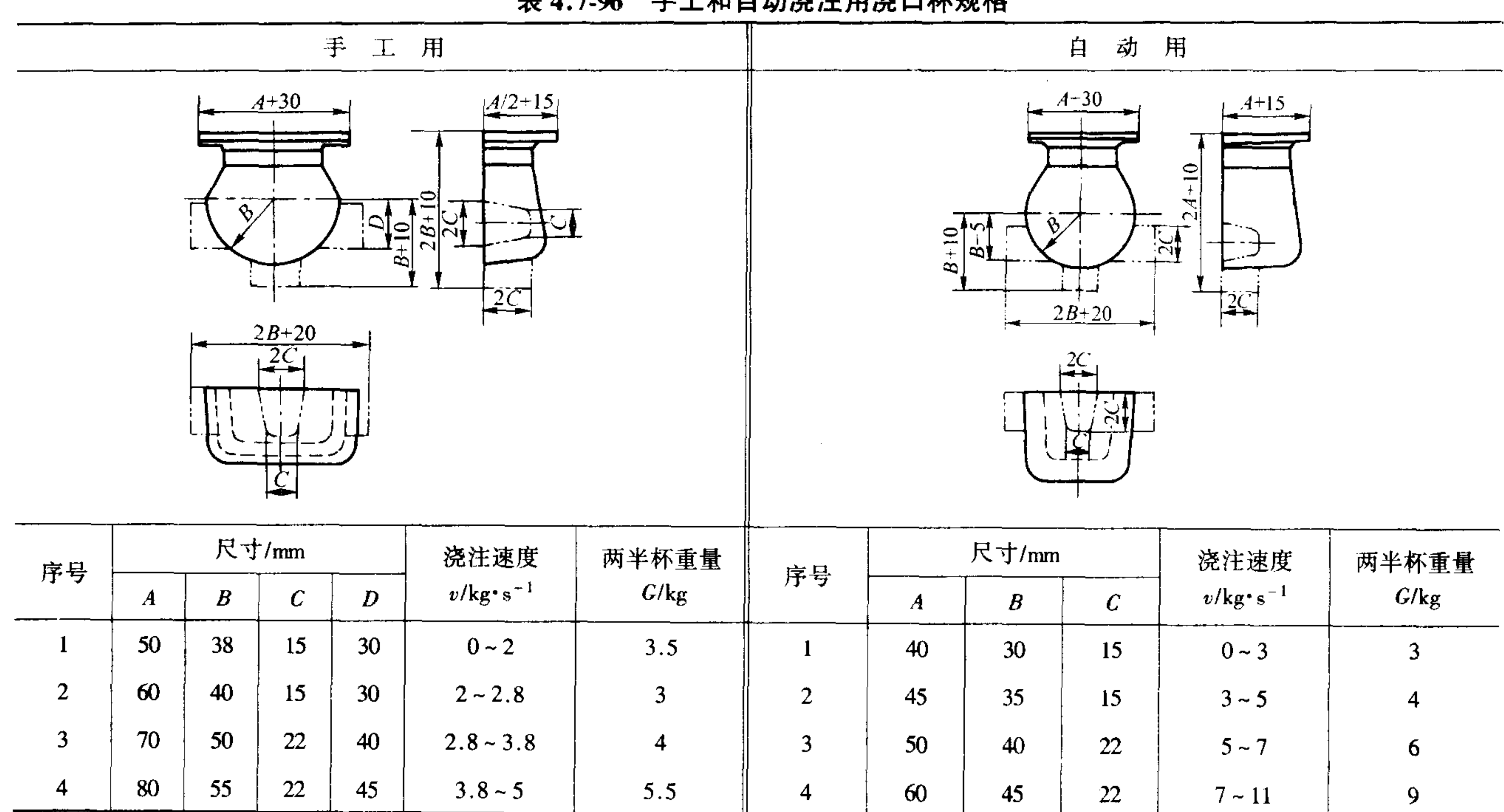
7) 水平横浇道尺寸 横浇道的截面积可比分直浇道加大 30%。$A_横 = 1.3 \times 363$ mm^2 = 472 mm^2。取梯形截面，尺寸为上底宽 12.5 mm，下底宽 25 mm，高 25 mm。实际截面积 469 mm^2。

5.7.3 带过滤网的浇注系统

一般过滤网砂芯等作为横浇道中强化阻渣的措施之一，详见 5.2.4。本节着重介绍金属过滤技术在浇注系统中的应用。

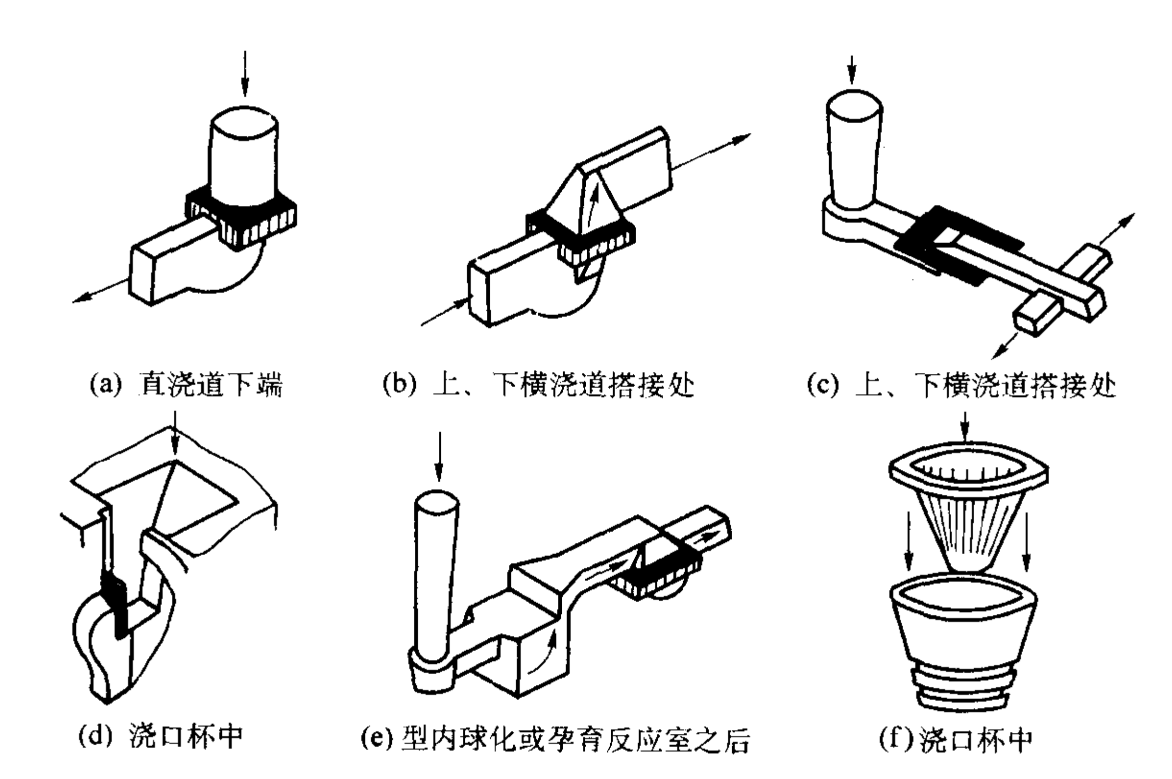
近年来，由于金属过滤技术的发展，为得到高质量的金属铸件和铸锭提供了条件。这项技术的主要优点是：大大减少了金属中的非金属夹杂物，防止铸件夹渣缺陷；改善了金属的力学性能，特别是疲劳强度；改进了切削性能，延长刀具的使用寿命；提高铸件的表面质量，减小加工余量；简化浇注系统结构，提高铸件的工艺出品率。此外，还可改善某些合金铸件的耐腐蚀性等。市场供应三种典型的过滤网板：陶瓷网格过滤板、泡沫陶瓷过滤板和编织的玻璃纤维过滤网。

表 4.7-96　手工和自动浇注用浇口杯规格



序号	尺寸/mm A	B	C	D	浇注速度 v/kg·s^{-1}	两半杯重量 G/kg	序号	尺寸/mm A	B	C	浇注速度 v/kg·s^{-1}	两半杯重量 G/kg
1	50	38	15	30	0~2	3.5	1	40	30	15	0~3	3
2	60	40	15	30	2~2.8	3	2	45	35	15	3~5	4
3	70	50	22	40	2.8~3.8	4	3	50	40	22	5~7	6
4	80	55	22	45	3.8~5	5.5	4	60	45	22	7~11	9

过滤网、板应满足以下要求：①有足够的耐火度，其变形、软化温度应高于金属的浇注温度。②能滤去金属液中尽可能小的微观杂质，使金属液净化。③具有高的抗热冲击性和抗重力冲击性，浇注时不碎裂。④有足够的金属液通过速度。⑤热容量小，以减小初始金属液的降温。⑥不污染金属，不发气。⑦室温下有足够的强度，不碎裂，不掉粒或粉末。过滤网、板在浇注系统中的安放位置如图 4.7-133 所示。



(a) 直浇道下端　(b) 上、下横浇道搭接处　(c) 上、下横浇道搭接处

(d) 浇口杯中　(e) 型内球化或孕育反应室之后　(f) 浇口杯中

图 4.7-133　过滤网、板在浇注系统中的安放位置

(1) 陶瓷网格过滤板

我国制成陶瓷网格过滤板（cellular ceramic filter），挤压成形，晶相中堇青石（质量分数）50%、莫来石（质量分数）50%。化学组成为（质量分数）：SiO_2 38%，Al_2O_3 55%，MgO 7%；能承受 1 450℃的浇注温度，适用于球墨铸铁件、各种铸铁件及非铁合金件。过滤板有多种规格，网格为正方形。网格密度分三种，即 100、200、300 CSI（每 in^2 的网格数，1 in^2 = 6.45 cm^2），对应网格壁厚为 0.43 mm、0.25 mm、0.25 mm，每个边长为 2.1 mm、1.5 mm、1.2 mm，孔区占过滤板面积分别为 69%、73%、68%。过滤板规格、使用要求见表 4.7-97，其在型内尺寸安放要求见图 4.7-134。

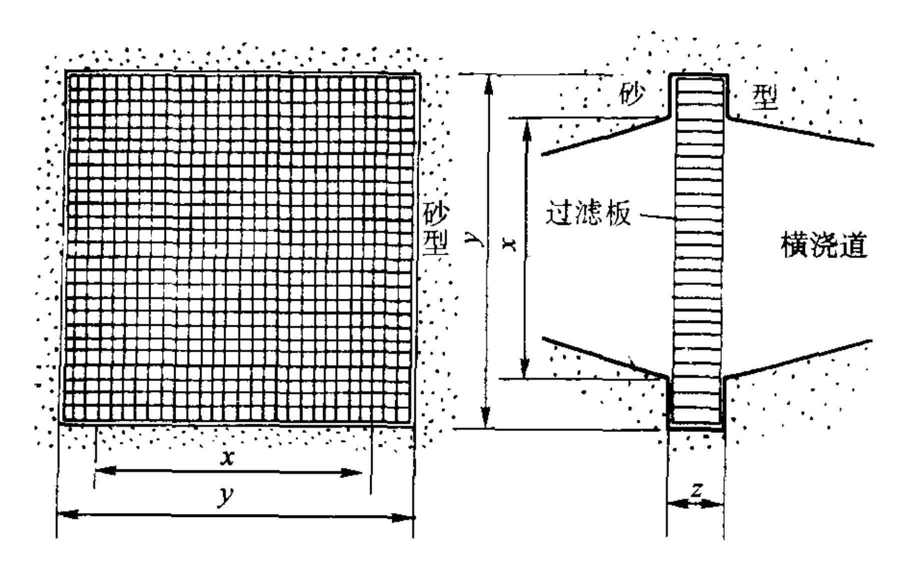


图 4.7-134　过滤板的安放与固定（垂直安放实例）

表 4.7-97 陶瓷网格过滤板的尺寸和特性

过滤板[1]尺寸 (长/mm) × (宽/mm) × (厚/mm)	最大过滤面积/mm²	最大安放尺寸/mm[2]			最大浇注速度/kg·s⁻¹		最大浇注重量/kg	
		x	y	z	QT	HT	QT	HT
38×38×12.5	960	31	40	13.5	1.0~2.5	1.5~3.75	9~23	23~45
55×55×12.5	2 300	48	57	13.5	2.5~3.75	3.75~5.5	23~68	68~135
67×67×12.5	3 600	60	68	13.5	3.75~5.5	5.5~8.0	45~110	110~275
83×83×12.5	5 800	76	84	13.5	5.5~10	8~14	68~180	180~450
133×133×19	15 600	125	136	20.6	18~23	27~40	225~681	450~480

① 过滤板边长尺寸公差为±1.3 mm，厚度公差±0.9 mm。
② 指砂型型腔尺寸，见图 4.7-134。

设计带有过滤板的浇注系统时，应考虑：过滤板容易安放在砂型中，使金属液全部穿过滤板而进入型腔，过滤板尽量靠近型腔，浇注系统结构宜简化，过滤板可以水平、倾斜或垂直放置。对于球墨铸铁件，过滤板的过滤面积大于4~8倍的阻流面积，才能保证正常的浇注速度。过滤板四周的压砂深度大些为好，至少应大于3 mm，并同砂型紧密接触，以免金属液从四周缝隙流过，起不到过滤作用。

(2) 泡沫耐沫陶瓷过滤板

泡沫陶瓷过滤板（ceramic foam filter）是用有机泡沫材料浸泡于陶瓷浆料中，经挤压、烘干、焙烧而制成的，是多孔性的泡沫陶瓷块。陶瓷浆料组成为：陶瓷材料粉，流变剂，黏结剂或空气硬化剂及适量水，有的还加入有机泡沫浸蚀剂、陶瓷纤维，以提高过滤板的强度。

常用的陶瓷材料粉有：氧化铝、氧化铬、氧化锆、氧化镁、氧化钛、莫来石、铝钒土及二氧化硅等，或者是它们之间的混合物。

作为流变剂的有：膨润土、黏土。

用作黏结剂或空气硬化剂的有：铝的正磷酸盐、镁正硼酸盐、氯化铝的羟基氧化物、硅酸钠（或钾）、硅酸乙酯等。以正磷酸铝的综合效果最佳。

陶瓷浆料适宜水的质量分数为10%~40%。

这种陶瓷过滤板的孔洞曲折，能有效地阻止非金属夹杂物流过。主要技术特性：透气率、孔隙率、孔眼大小（或孔数）和厚度。透气率的适用范围为 $(400\sim8\,000)\times10^{-7}$ cm²。透气率过低，流动阻力大，要求很高的金属压力头，因而不适用；透气率过高，杂质通过率高，效果差。当金属液较脏时，应先用粗网过滤、后用细网过滤，以防夹杂物堵塞孔洞。孔隙率控制在70%~95%。孔的大小一般用单位面积的孔数表示（或者用平均孔径表示），例如16~40个/cm²。厚度在10~100 mm范围内，浇注系统中使用的过滤板厚度多在10~20 mm范围内。

一种用于铝合金、铜合金的陶瓷过滤板，以 Al_2O_3 为骨料，孔隙率70%~90%。分两种孔径，$\phi0.5\sim\phi0.8$ mm，$\phi1.2\sim\phi1.9$ mm。尺寸60 mm×50 mm×180 mm，可依需要锯成一定厚度的板。为保证充型速度，横浇道中过滤板的过滤面积，应大于横浇道的截面积，用于铝铸件时，过滤板面积为4~8倍横浇道面积；用于铜铸件时，为2~4倍的横浇道面积。另一种以铝钒土为骨料、用磷酸盐作黏结剂的泡沫陶瓷板，可用于铸铁和非铁金属的过滤。用于球墨铸铁和可锻铸铁件时，推荐16~25个/cm² 的滤板，用于灰铸铁时，推荐30~40个/cm² 的滤板，这种条件下过滤板的有效过滤面积 $A_{过}$ 依公式（4.7-55）确定

$$A_{过}=KA_{横} \tag{4.7-55}$$

式中，$A_{横}$ 为横浇道截面积；K 为系数，铸件重量小于50 kg时，$K=2.5$，铸件重量为50~100 kg时，$K=3$。

已开发出铸钢件用的泡沫陶瓷过滤板，用稳定的氧化锆（stabilised zircania）为基本材料。过滤板尺寸范围为：55 mm×55 mm~125 mm×125 mm，$\phi50\sim\phi120$ mm。如果铸钢件的浇注时间和浇注速度不变，过滤面积主要与铸件重量相对应，过滤面积应为阻流面积的4.5倍或以上。允许每流过1 cm²过滤面积的金属液重量和速度决定于合金的类型、金属液的温度、清洁度和采用的工艺。典型数据见表 4.7-98。

表 4.7-98 1 cm² 过滤面积允许流过的金属重量和速度

合金类型	金属液重量/kg	金属液重量速度/kg·s⁻¹
碳钢、低合金钢	1.15	0.1
不锈钢	1.5	0.15

(3) 耐火纤维编织过滤网

国内应用比较多的是高硅玻璃纤维网，为提高其刚性和耐火度，预先经过浸涂耐火涂料及烘干处理。这种网片有较高的耐火度且价格低廉，可用于铸铁件、非铁合金铸件。对于轻合金也可用更廉价的普通玻璃纤维网。常用的纤维过滤网的性能、规格见表 4.7-99。

表 4.7-99 典型的纤维型过滤网规格、性能

网材料	网孔尺寸/mm	厚度/mm	尺寸 (长/mm)×(宽/mm)	孔隙率/%	工作温度/℃	软化点/℃	适用范围
高硅氧玻璃纤维网	1.6×1.6 1.5×1.5	0.3 0.35 0.3 0.35	50×50 70×70 100×100 150×150 300×150 等等	40~50 50~60	1 400 ~ 1 450	1 710	铸铁 铸铜 铸铝
一般玻璃纤维网	1.0×1.0 1.2×1.2	0.35	可依需要尺寸自行剪裁	40~55	≤800	1 000	铸铝

注：1. 发气量小于30 cm³/g。
2. 常温抗拉强度大于80 N/4根（代表拉断4根纤维所需的力）。
3. 持续工作时间小于或等于10 min。

铸铁件应用过滤的面积可依下式计算

$$A_{过} = \frac{A_{原}}{f\eta} \tag{4.7-56}$$

式中，$A_{过}$ 为过滤网的有效过滤面积；$A_{原}$ 为放置过滤网处浇道的原截面积；f 为过滤网的孔隙率；η 为过滤效率，对铸铁件取 0.85～0.90。

对轻合金铸件，推荐用以下浇道比的浇注系统：$A_{直}:A_{横}:A_{内}=1:1.5:2$，$A_{过}$ 取原浇道截面积的 2～8 倍。

所确定的过滤网面积 $A_{过}$，应校核铁液的通过量。依经验数据，1 cm^2 网面积通过的铸铁液不得超过 5 kg，以防浇注过程中网面破裂。

(4) 过滤效果

网格式、泡沫式陶瓷过滤网，其滤除夹渣及非金属杂质的能力远强于其他过滤网，具有物理和化学的综合作用。大的夹杂物在过滤器表面被物理性筛除、截留，而微小夹杂物则由于化学亲合力的作用而被吸附在过滤器表面。因此，能有效地滤除各种尺寸的杂质，包括比过滤器孔隙小得多的杂质。且能梳整金属液的紊流，使之变为洁净平流，见图 4.7-135。经过过滤器的金属组织见图 4.7-136。杂质被挡在网格前和吸附在网格侧壁上。

(5) 使用陶瓷过滤网的注意事项

1) 安放位置越靠近型腔越好，并可以任何角度放置。

2) 浇注系统设计以简单为好，不必考虑其他挡渣措施，这样可提高砂型利用率及提高工艺出品率。

3) 过滤工作面积应为浇注系统阻流截面的 4～6 倍，以确保浇注速度不受影响。

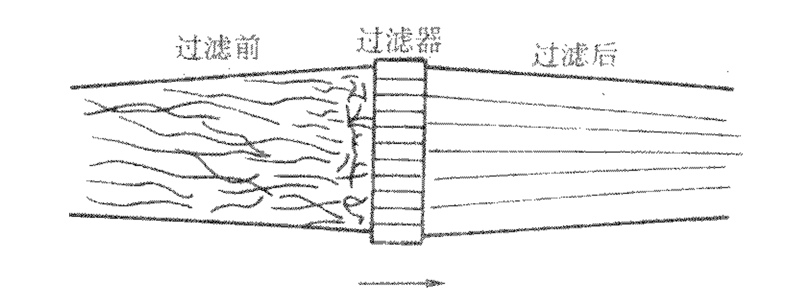


图 4.7-135　过滤前后的金属液流处



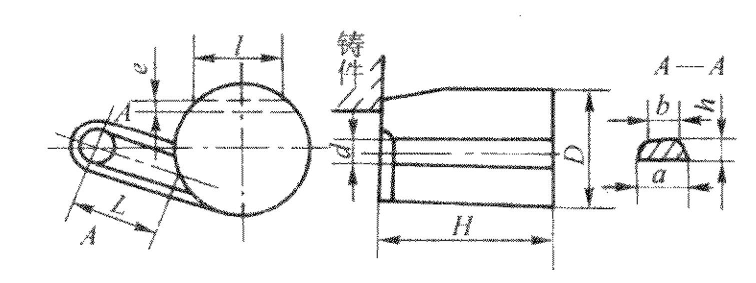
图 4.7-136　陶瓷过滤网处的球墨铸铁显微照片
（放大倍数：×10）

4) 不要用过滤网来控制浇注速度。

5.7.4　压边、雨淋、阻流、带离心集渣包、带砂芯过滤网的等浇注系统

有关常用的特殊形式的浇注系统在表 4.7-57 中已有介绍。这里只给出参考数据（见表 4.7-100～表 4.7-107）。

表 4.7-100　压边浇口经验数据（一）



铸件重量 G_c/kg	压边浇口直径 D/mm	压边长度 l/mm	压边宽度 e/mm	横浇道尺寸/mm				直浇道下部直径 d/mm	H = 100 mm 时压边浇口重量/kg
				a	b	h	L		
5～10	50 50 50	30 35 40	3 3 3	16	10	16	80	15	1.7
10～15	60 60 60	35 40 45	4 4 4	16	10	16	80	20	0.4
15～25	70 70 70	40 45 50	4 4 4	19	13	19	80	20	3.1
25～35	80 80 80	45 50 55	5 5 5	19	13	19	80	20	4.0
35～50	90 90 90	55 65 75	5 5 5	22	15	22	90	25	4.9
50～80	100 100 100	60 70 80	5 5 5	22	15	22	90	25	6.2

续表 4.7-100

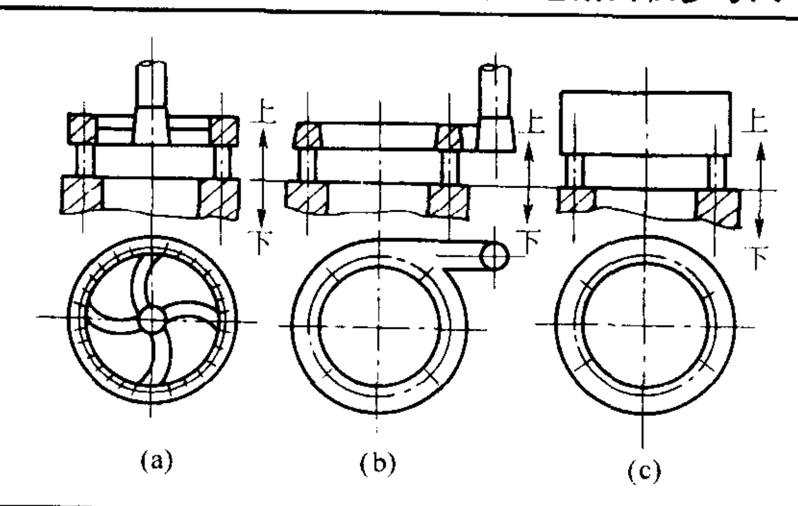
铸件重量 G_c/kg	压边浇口直径 D/mm	压边长度 l/mm	压边宽度 e/mm	横浇道尺寸/mm				直浇道下部直径 d/mm	H=100 mm时压边浇口重量/kg
				a	b	h	L		
80~120	110 110 110	70 80 90	6 6 6	26	20	26	90	30	7.5
120~150	120 120 120	75 85 95	6 6 6	26	20	26	90	30	9.0

表 4.7-101 压边浇口经验数据（二）

铸件重量 G_c/kg	压边面积 $A_压$/cm²	压边浇口尺寸/mm（见图 4.7-137）								压边浇口重量 /kg
		e	b	a	R	r	h	圆形类 a/(°)	矩形类 l	
≤5	2.2	1~3	50	40	20	5	50	60~70	75~100	1.5
>5~10	2.7	2~3	50	40	20	5	50	60~70	90~135	1.5~3
>10~20	3.4	2~3	55	45	22.5	5	60	45~60	110~170	3~5
>20~30	4.3	2~3	55	45	22.5	5	60	45~60	140~210	3~5
>30~50	5.6	3~4	60	50	25	5	70	45~60	140~180	4~5
>50~70	7.1	3~4	65	55	27.5	5	75	45~60	170~230	5.5~7.5
>70~110	9.0	3~4	70	60	30	5	80	45~60	220~300	8~11

注：表中的 a 及 l 值视铸件情况，可以减小，如用一个压边浇口浇注多个铸件时，就应适当缩小；选用 $A_直:A_横:A_压$ =（1.2~1.4）:（1.2~1.4）:1。

表 4.7-102 雨淋式浇注系统内浇道截面积参考尺寸



铸件重量 G_c/kg	铸 件 壁 厚 /mm				内浇道数目/个
	15以下	≥15~30	≥30~60	>60	
	内浇道总截面积/cm²				
≤100	4.1	4.7	5.5	6.5	4~8
>100~500	9.13	10.5	12.3	14.5	6~12
>500~1 000		14.8	17.4	20.5	6~16
>1 000~2 000		21	24.6	29	8~24
>2 000~3 000		25.6	30.2	35.5	8~24
>3 000~5 000			38.8	45.8	8~24
>5 000~7 000			46	54.3	8~24
>7 000~10 000			55	65	8~24
>10 000~15 000			67.5	79.5	12~36
>15 000~20 000				91.5	12~36
>20 000~25 000				102.5	12~36
>25 000~30 000				112	12~36

注：1. 浇注系统比例为 $A_直:A_横:A_内$ = 1.2:（1.2~1.4）:1。

2. 铁液在型内上升速度 v > 30 mm/s。

3. 内浇道铁液流速按公式 $v=\mu\sqrt{2gH_P}$ 计算，取 μ = 0.75。

表 4.7-103 垂直阻流片结构及尺寸

类型	图例	尺寸 /mm				
(A) 单片单向阻流片		编号	1	2		
		$\sum A_{阻}/cm^2$	2	2.5		
		a	5	8		
		b	6.2	9		
		H	35	29.4		
(B) 单片单向T形阻流片		编号	1	2	3	4
		$\sum A_{阻}/cm^2$	2.2	3	3.8	4.6
		a	3.5	4.5	5.5	6.6
		b	5.5	6.5	7.5	8.5
		c	4	5	6	7
		A	24	28	30	32
		H	30	34	38	40
(C) 单片单向T形阻流片		编号	1	2	3	4
		$\sum A_{阻}/cm^2$	3.6	4.3	5	5.6
		a	6	6	7	8
		b	8	8	9	10
		c	6	6	7	8
		A	24	28	30	30
		H	40	45	45	45
		E	22	22	22	24
		r_1	6	6	7	7
		r_2	5	5	6	6
(D) 双片单向Ⅱ形阻流片		编号	1	2		
		$\sum A_{阻}/cm^2$	7	8.5		
		a	6	6		
		b	8	8		
		c	4	6		
		A	50	51		
		H	40	50		
(E) 单片双向阻流片		编号	1	2	3	
		$\sum A_{阻}/cm^2$	2	3	4	
		a	3.5	4.5	6	
		b	4.1	5.5	7	
		A	15	15	18	
		H	25.6	30	30	

续表 4.7-103

类型	图例	尺寸/mm						
(F) 单片双向阻T形阻流片		编号	1	2	3	4	5	6
		$\sum A_{阻}/cm^2$	4.5	5.2	5.7	6.4	7.4	8
		a	4	4	4	5	6	6
		b	6	6	6	7	8	8
		c	4	5	5	5	6	6
		h	10	10	10	10	12	12
		H	30	35	40	40	40	45
		r_1	4	5	5	5	6	6
		r_2	5	5	5	5	6	6
(G) 单片双向2T形阻流片		编号	1	2	3	4	5	6
		$\sum A_{阻}/cm^2$	4.4	5.2	5.7	6.4	7.4	8.0
		A	15	16	16	17	18.5	20
		B	17	18	18	19	20.5	22
		H	30	35	40	40	40	45
		a	4	4	4	5	6	6
		b	6	6	6	7	8	8
		c	4	5	5	5	6	6
		r_1	4	5	5	5	6	6
		r_2	8.5	9	9	9.5	10.25	11

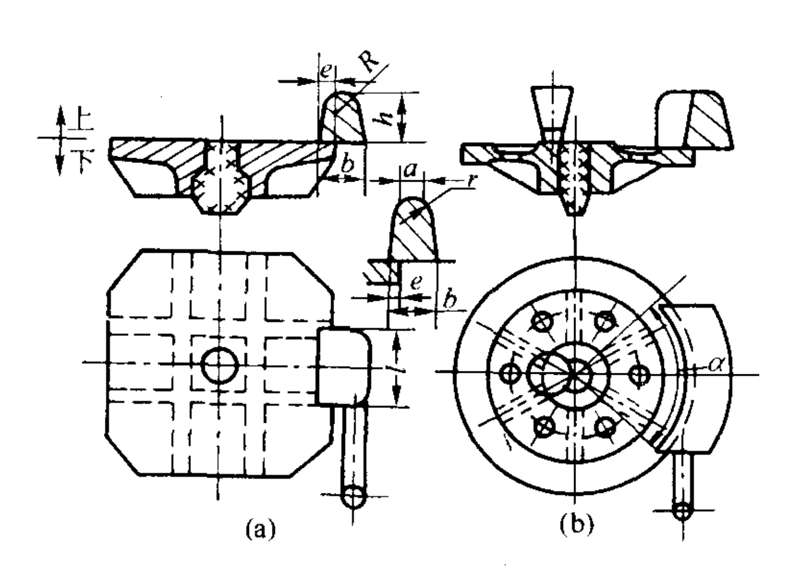
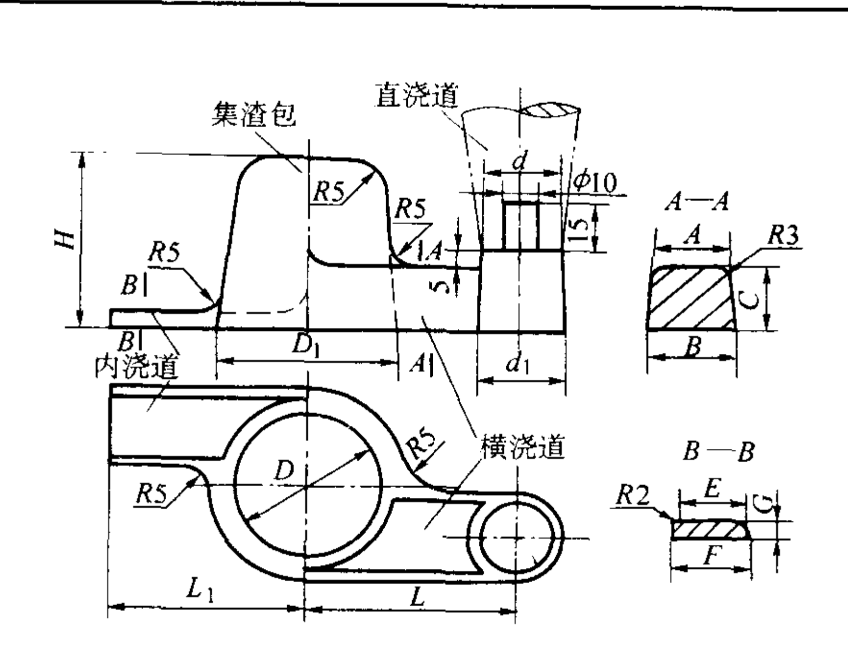


图 4.7-137 压边浇口尺寸（表 4.7-102）

表 4.7-104 阻流片类型选择

单个铸件重量 G_c/kg	铸型中铁液总重量 G_L/kg	阻流片形式
0.5 ~ 5	5 ~ 30	单片单向或单片双向阻流片
>5 ~ 100	>30 ~ 120	单片双向T形阻流片
>100 ~ 300	>120 ~ 400	单片双向2T形阻流片

表 4.7-105 带离心集渣包的铸铁件浇注系统尺寸



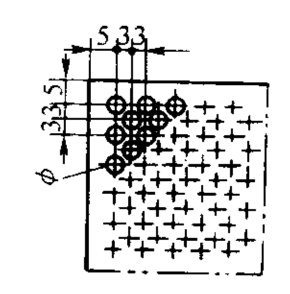
续表 4.7-105

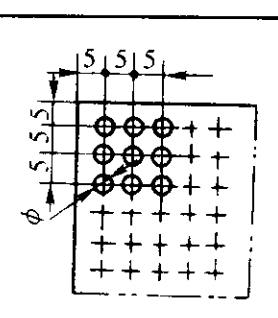
铸件重量 G_c/kg	直浇道面积 /cm²	横浇道面积 /cm²	内浇道面积 /cm²	直浇道直径 /mm	d_1/mm	d/mm	横浇道/mm		
							A	B	C
≤10	3.1	2.7	0.85	20	25	22	14	16	18
10~20	4.9	3.4	2.0	25	30	26	16	18	20
21~30	7.1	4.0	2.6	30	37	32	16	20	22
31~40	9.6	6.2	3.8	35	43	37	20	24	28

铸件重量 G_c/kg	内　浇　道　/mm			D/mm	D_1/mm	H/mm	L/mm	L_1/mm
	E	F	G					
≤10	20	22	4	40	50	50	60	50
10~20	24	26	8	45	55	55	70	60
21~30	24	28	10	50	60	60	80	65
31~40	27	35	12	55	65	65	90	70

表 4.7-106　铝、镁合金铸件用钢片过滤网的规格

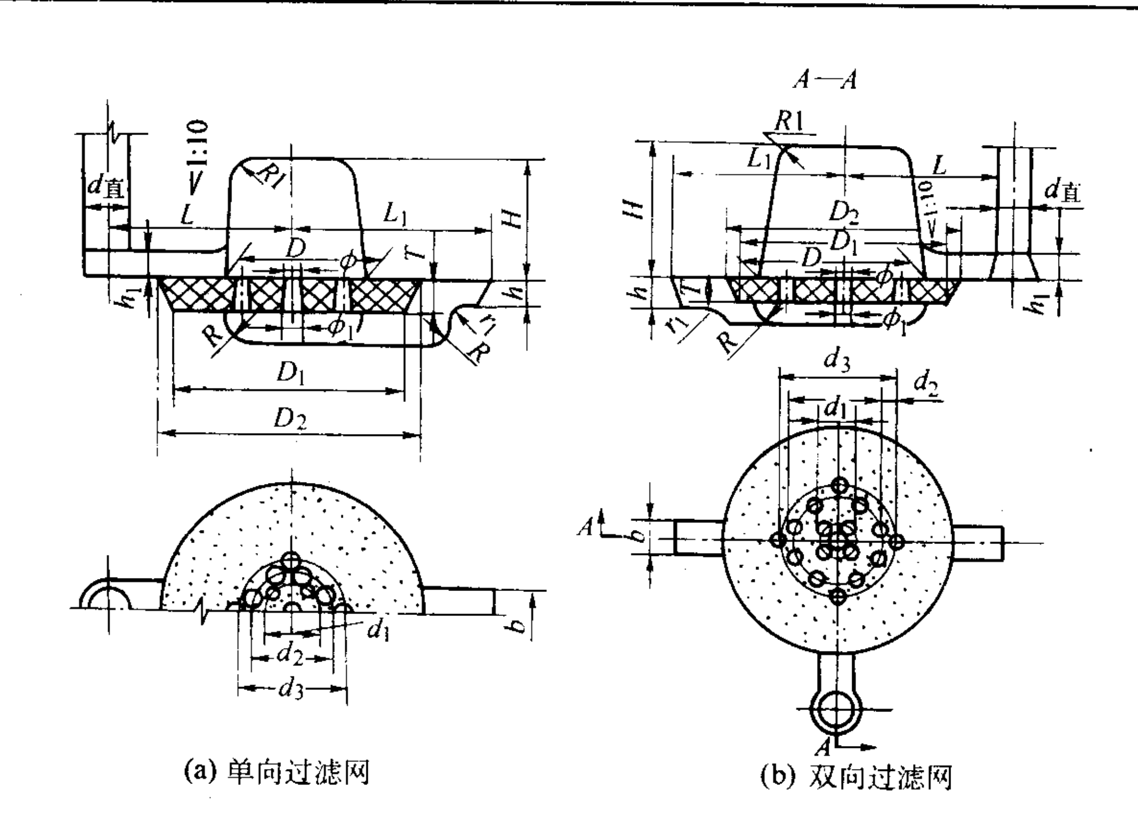
材料	薄钢板或铁片
厚度	0.3~0.8 mm
网眼尺寸	ϕ1.5~ϕ2.5 mm（最大不得超过 3 mm）
孔隙率	>30%





注：使用前应去油除锈。也可用相应网眼尺寸的 ϕ0.25~ϕ0.5 mm 的钢丝网。

表 4.7-107　带砂芯过滤网的铸铁件浇道尺寸



(a) 单向过滤网　　(b) 双向过滤网

重量 G_c/kg	网孔总面积/cm²	轮廓尺寸/mm				过滤网尺寸/mm								浇注系统尺寸/mm						
		D 或 H	L	R	R_1	D_2	D_1	d_3	d_2	d_1	T	ϕ	筛孔数 n	$d_直$	单向		双向		r_1	L_1
															b	h、h_1	b	h、h_1		
5~10	1.65	62	71	14	10	84	82	—	48	25	15	5	8	17	17	14	14	12	5	70
>10~20	2.60	70	79	17	10	100	98	56	32	5	15	5	13	20	21	17	15	12	5	85
>20~50	3.41	72	86	19	12	110	106	—	60	25	15	6	12	23	24	20	17	14	6	100
>50~100	5.12	96	106	24	12	136	132	80	44	7	20	7	13	27	30	24	20	18	7	110
>100~200	7.00	96	113	27	14	144	140	80	54	24	20	7	20	32	35	28	24	20	8	120
>200~300	10.00	114	126	33	14	158	154	94	64	30	20	8	20	38	40	34	29	24	9	140

续表 4.7-107

重量 G_c/kg	网孔总面积/cm^2	轮廓尺寸/mm				过滤网尺寸/mm								浇注系统尺寸/mm						
		D或H	L	R	R_1	D_2	D_1	d_3	d_2	d_1	T	ϕ	筛孔数 n	$d_直$	单向		双向		r_1	L_1
															b	h、h_1	b	h、h_1		
>300~600	13.60	122	140	38	16	166	162	100	70	32	25	9	20	45	48	40	35	28	10	150
>600~1 000	20.10	132	155	44	16	176	172	108	75	34	25	11	20	53	62	45	41	34	11	180
>1 000~2 000	27.70	140	180	56	16	188	184	118	82	36	30	13	20	65	65	57	50	38	12	190

注：1. $\phi_1=\phi+1$ mm。
2. 适用于要求水压试验（压力>5 MPa以上）质量要求高的铸件。
3. 可参考以下比例值确定其他单元面积：$A_内:A_{网孔}:A_横:A_直=1:1.1:1.5:1.2$。

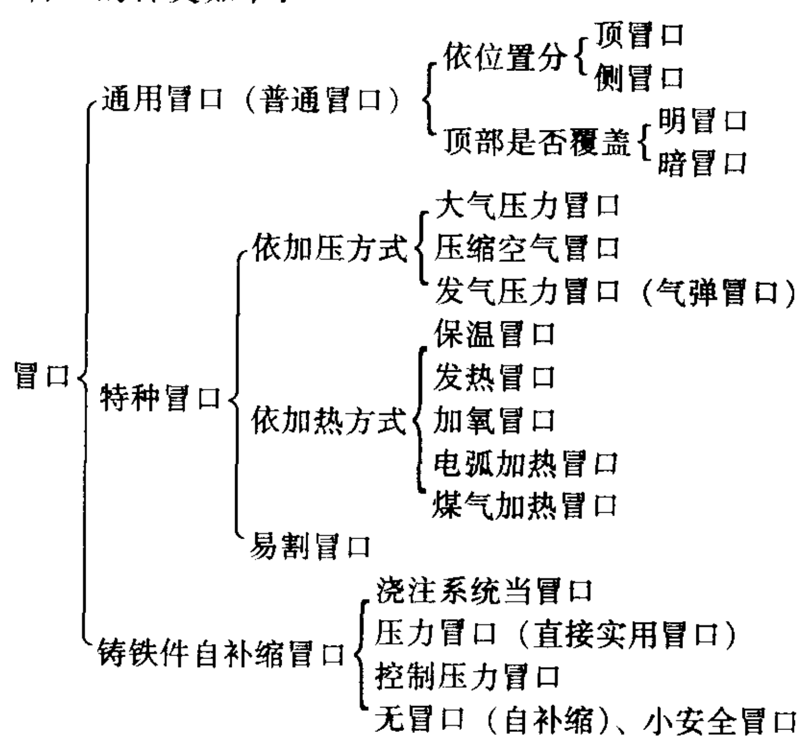
6 冒口、冷铁设计

6.1 概述

冒口是常用的铸造工艺措施，主要用于防止缩孔、缩松等铸件缺陷。

冒口是铸型内用以储存金属液的空腔，在铸件形成时补给金属，有防止缩孔、缩松、排气和集渣的作用。习惯上把冒口所铸成的金属实体也称为冒口。

冒口的种类如下：



冒口形状有圆柱形、球顶圆柱形、长（腰）圆柱形、球形及扁球形等多种。图 4.7-138 为常用冒口种类。

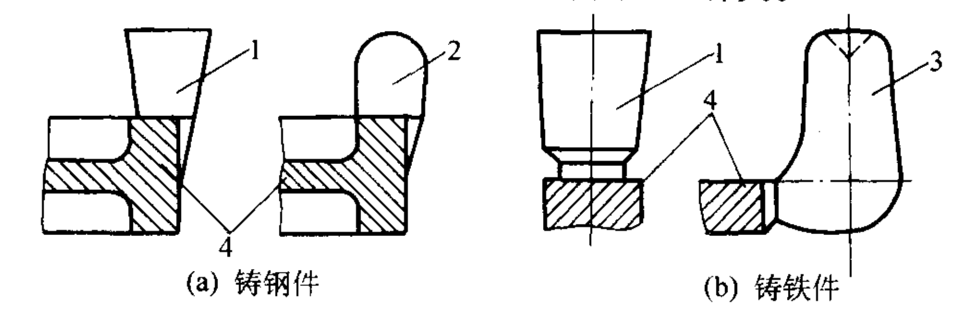


图 4.7-138 常用冒口种类
1—明顶冒口；2—暗顶冒口；3—暗侧冒口；4—铸件

6.2 通用冒口补缩原理

6.2.1 基本条件

通用冒口（普通冒口）适用于所有合金铸件，它遵守顺序凝固的基本条件：

1）冒口凝固时间大于或等于铸件（被补缩部分）的凝固时间。

2）有足够的金属液补充铸件的液态收缩和凝固收缩，补偿浇注后型腔扩大的体积。

3）在凝固期间，冒口和被补缩部位之间始终存在补缩通道，扩张角（$\phi\neq0$）向着冒口（图 4.7-142）。

为实现顺序凝固，要注意冒口位置的选择，冒口有效补缩距离是否足够，并充分利用补贴和冷铁的作用。

6.2.2 选择冒口位置的原则

1）冒口应就近设在铸件热节（hot spot）的上方或侧旁。

2）冒口应尽量设在铸件最高、最厚的部位。对低处的热节增设补贴或使用冷铁（见图 4.7-139）造成补缩的有利条件。

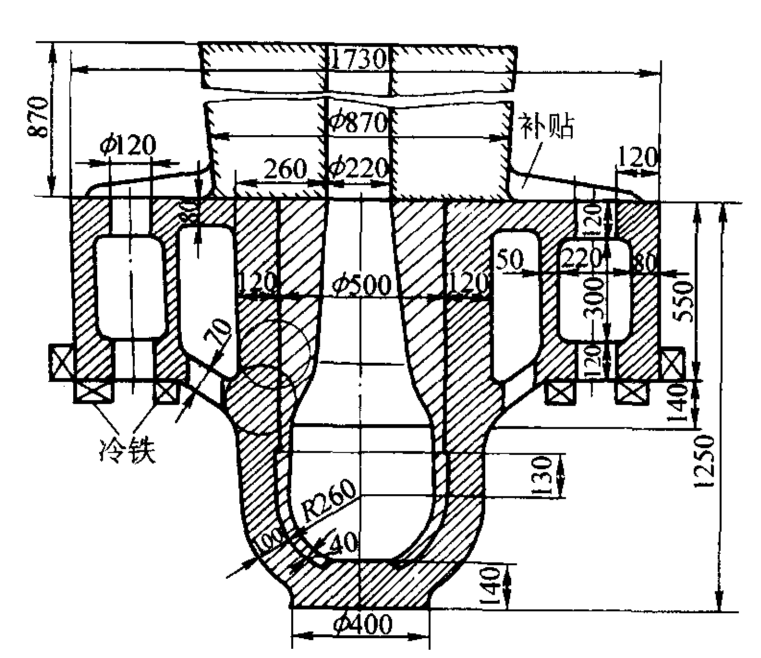


图 4.7-139 压力缸体铸钢件（方案 1）
缸底厚 140mm 处用滚圆法导出至冒口

3）冒口不应设在铸件重要的、受力大的部位，以防组织粗大降低强度。

4）冒口位置不要选在铸造应力集中处，应注意减轻对铸件的收缩阻碍，以免引起裂纹。

5）尽量用一个冒口同时补缩几个热节或铸件（见图 4.7-140）。

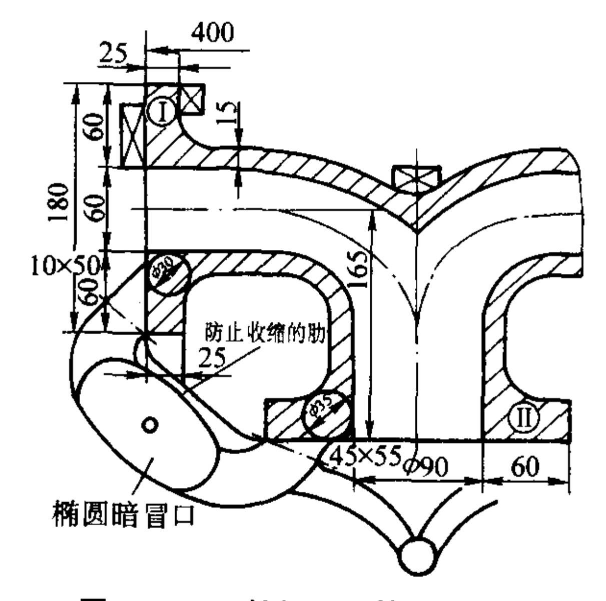


图 4.7-140 铸钢三通管工艺方案

6）冒口布置在加工面上，可节约铸件精整工时，改善零件外观。

7）不同高度上的冒口，应用冷铁使各个冒口的补缩范围隔开（见图 4.7-141）。

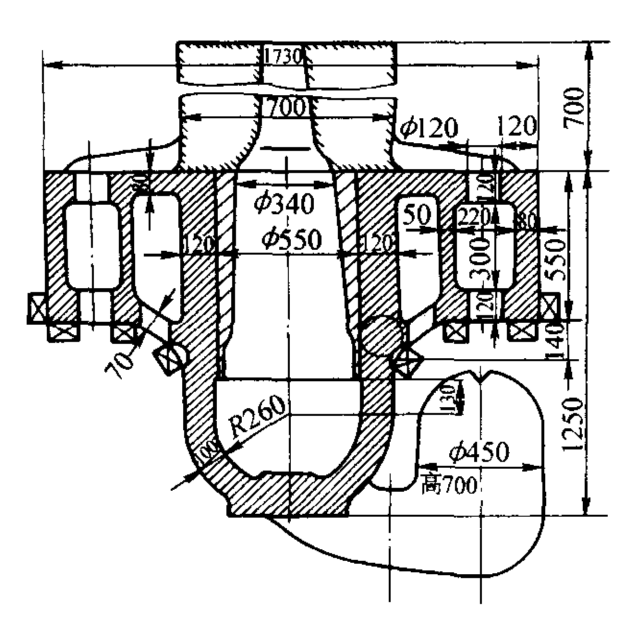


图 4.7-141　压力缸体铸钢件（方案 2）
用暗冒口补缩缸底

6.2.3　冒口有效补缩距离的确定

冒口的有效补缩距离为冒口作用区与末端区长度之和，简称为冒口补缩距离。它是确定冒口数目的依据，和铸件结构、合金成分及凝固特性、冷却条件、对铸件质量要求的高低等多种因素有关。冒口可有效消除集中缩孔，对消除显微缩松作用不大。

（1）铸钢件冒口的补缩距离

碳钢铸件的冒口补缩距离的测定原理如图 4.7-142 所示。冒口补缩距离精确的数据可依图 4.7-143 曲线查出。这些曲线是用 w（C）$=0.2\%\sim0.3\%$ 的碳铸钢板件、杆件的试验取得的，板件的厚度 $\delta\leqslant175$ mm，杆件的厚度 $\delta\leqslant200$ mm。

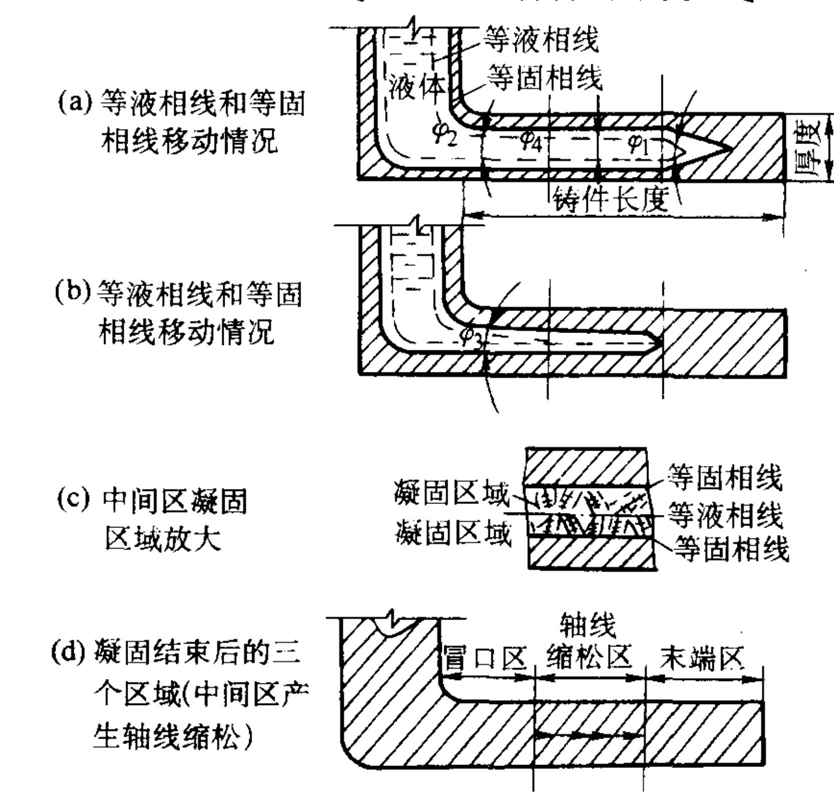
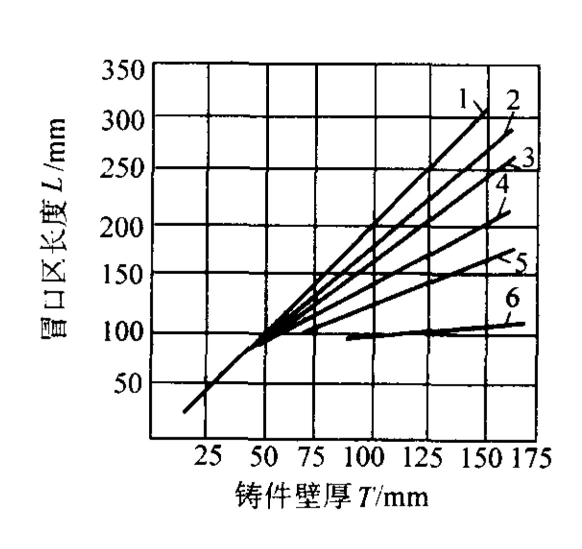
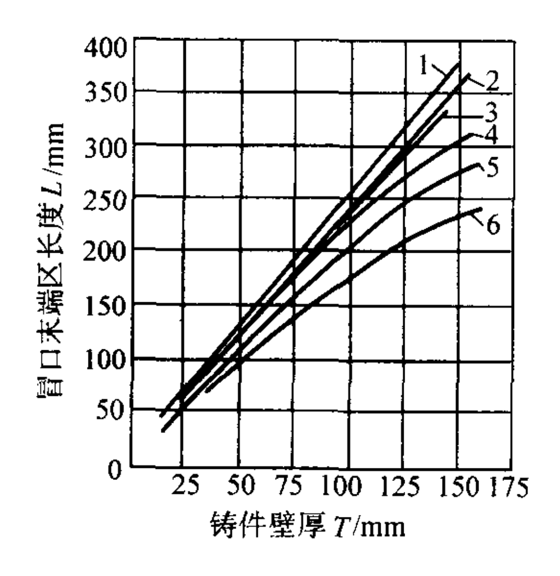


图 4.7-142　碳钢铸件的冒口补缩距离的测定原理



(a) 冒口区长度与壁厚的关系



(b) 末端区长度与壁厚的关系

图 4.7-143　冒口区和末端区长度与壁厚的关系
铸件断面的宽厚比：1—5:1；2—4:1；3—3:1；4—2:1；5—1.5:1；6—1:1

结果表明，冒口区长度和末端区长度都随铸件厚度增大而增加，且随截面的宽厚比减小而减小。说明薄壁件比厚壁件更难于消除轴线缩松，而杆件比板件补缩难度大。

阶梯形铸钢件的冒口补缩距离比板形件的大（见图 4.7-144）。

冒口的垂直补缩距离至少等于冒口的水平补缩距离。

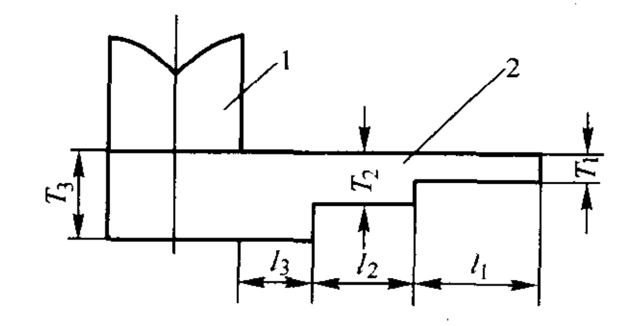


图 4.7-144　阶梯形铸钢件冒口补缩距离
1—冒口；2—铸件
$l_1=3.5T_2$；$l_2=3.5T_3-T_1$；$l_3=3.5T_3-T_1+110$ mm

（2）铸铁件通用冒口的补缩距离

灰铸铁件通用冒口的补缩距离如图 4.7-145 所示。高牌号灰铸铁的共晶度低，结晶温度较宽，共晶转变前析出奥氏体阻碍补缩，故冒口补缩距离较小。

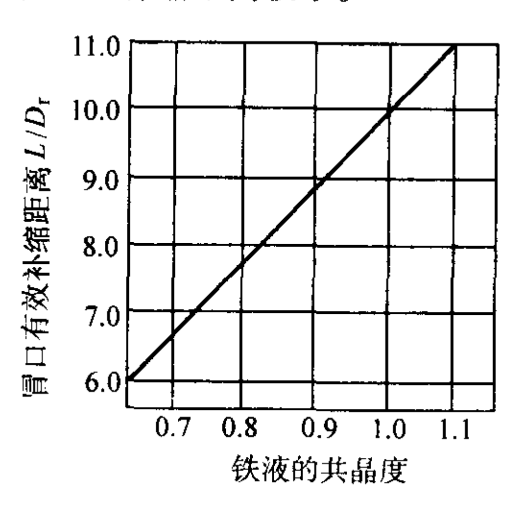


图 4.7-145　灰铸铁冒口补缩距离和共晶度的关系

球墨铸铁具有糊状凝固特性，采用通用冒口补缩效果较差。应指出：只在用湿型或壳型铸造较厚的球墨铸铁件时，才有必要使用传统冒口补缩。这是由于铸型刚度差，无法充分利用石墨化共晶膨胀压力来克服缩松。球墨铸铁冒口的补

缩距离参看表4.7-108中数据。

可锻铸铁冒口的补缩距离为4~4.5倍壁厚。

表4.7-108　球墨铸铁冒口的补缩距离

铸件壁厚 T	水平补缩			垂直补缩
	湿型	湿型	湿型	壳型
6.35		31.75		
12.70	101.6~114.3	101.6	88.9	88.9
15.86			127.0	
19.05				199.4
25.40	101.6~127.0	114.3	127.0	165.1
38.10	139.7~152.4			228.6
50.80		228.6		

注：表中三组湿型数据是在不同条件下试验得到的。

(3) 非铁合金的冒口补缩距离

锡青铜和磷青铜类合金，一般凝固范围宽，呈糊状凝固特性，冒口的有效补缩距离短，易出现分散缩松；无锡青铜和黄铜，一般凝固范围窄，其冒口补缩距离大。铜合金冒口的补缩距离数据见表4.7-109、表4.7-110。据另外资料，黄铜冒口的补缩距离为5~9T（T—铸件壁厚），铝青铜和锰青铜的冒口补缩距离为5~8T。

共晶型铝合金的冒口补缩距离为4.5T；非共晶型铝合金的冒口补缩距离为2T。这种铝合金中，对于 $w(\mathrm{Si})\approx 7\%$、$w(\mathrm{Cu})\approx 4\%$的成分，几乎无法测出冒口补缩距离（等于零），剖开铸件，断面上均匀出现不同程度的缩松。这与合金的糊状凝固特性、密度小和导热快有关。

表4.7-109　铜合金冒口的补缩距离①

合金种类	铸件形状	末端区长	冒口区长	补缩距离
锡锌青铜 $w(\mathrm{Sn})=8\%$，$w(\mathrm{Zn})=4\%$	板件 杆件	$4T$② $10\sqrt{T}$	0	$4T$ $10\sqrt{T}$
锰铁黄铜 $w(\mathrm{Cu})=55\%$，$w(\mathrm{Mn})=3\%$，$w(\mathrm{Fe})=1\%$	板件	$5T$	$2.5T$	$7.5T$
铝铁青铜 $w(\mathrm{Al})=9\%$，$w(\mathrm{Fe})=4\%$	板件	$5.5T$	$3T$	$8.5T$

① 在干型，水平浇注条件下测出。

② T—板厚或杆的边长，mm。

表4.7-110　铜合金冒口的补缩距离

示　图	黄铜、铝青铜冒口		锡青铜冒口	
	普通冒口	发热冒口	普通冒口	发热冒口
	$A+B=4.5T$	$A+B=5T$	$A+B=3.5T$	$A+B=4.5T$
	$A+B_1=4.5T+0.5T$	$A+B_1=5T+0.5T$	$A+B_1=3.5T+50$ mm	$A+B_1=4.5T+50$ mm
	$2A=4T$	$2A=5T$	$2A=3T$	$2A=4T$
	$2A_1=10T$ $A+B_1=5T$	$2A_1=11T$ $A+B_1=5.5T$	$2A_1=4T$ $A+B_1=3.5T+50$ mm	$2A_1=5T$ $A+B_1=4.5T+50$ mm
	$A_1=3.5(T_1-T_2)$ $A_2=3.5T_2$	$A_1=3(T_2-T_1)+T_2$ $A_2=3.5T_2$	$A_1=3.5(T_1-T_2)$ $A_2=3T_2$	$A_1=3(T_1-T_2)+T_1$ $A_2=3.5T_2$
	$A_1=3.5(T_1-T_2)$ $A_2=3.5(T_2-T_3)$ $A_3=3.5T_2$	$A_1=3(T_1-T_2)+T_1$ $A_2=3.5(T_1-T_3)$ $A_3=3.5T_2$	$A_1=3.5(T_1-T_2)$ $A_2=3.5(T_2-T_3)$ $A_3=3T_2$	$A_1=3.5(T_1-T_2)+T_1$ $A_2=3.5(T_1-T_3)$ $A_3=3T_2$

(4) 外冷铁的影响

试验证明，在两个冒口之间安放冷铁，相当于在铸件中间增加了激冷端，使冷铁两端向着两个冒口方向的温度梯度扩大，形成两个冷铁末端区，显著地增大了冒口的补缩距离，如图4.7-146所示。当把冷铁置于板或杆件末端时，会使铸件末端区长度略有增加。

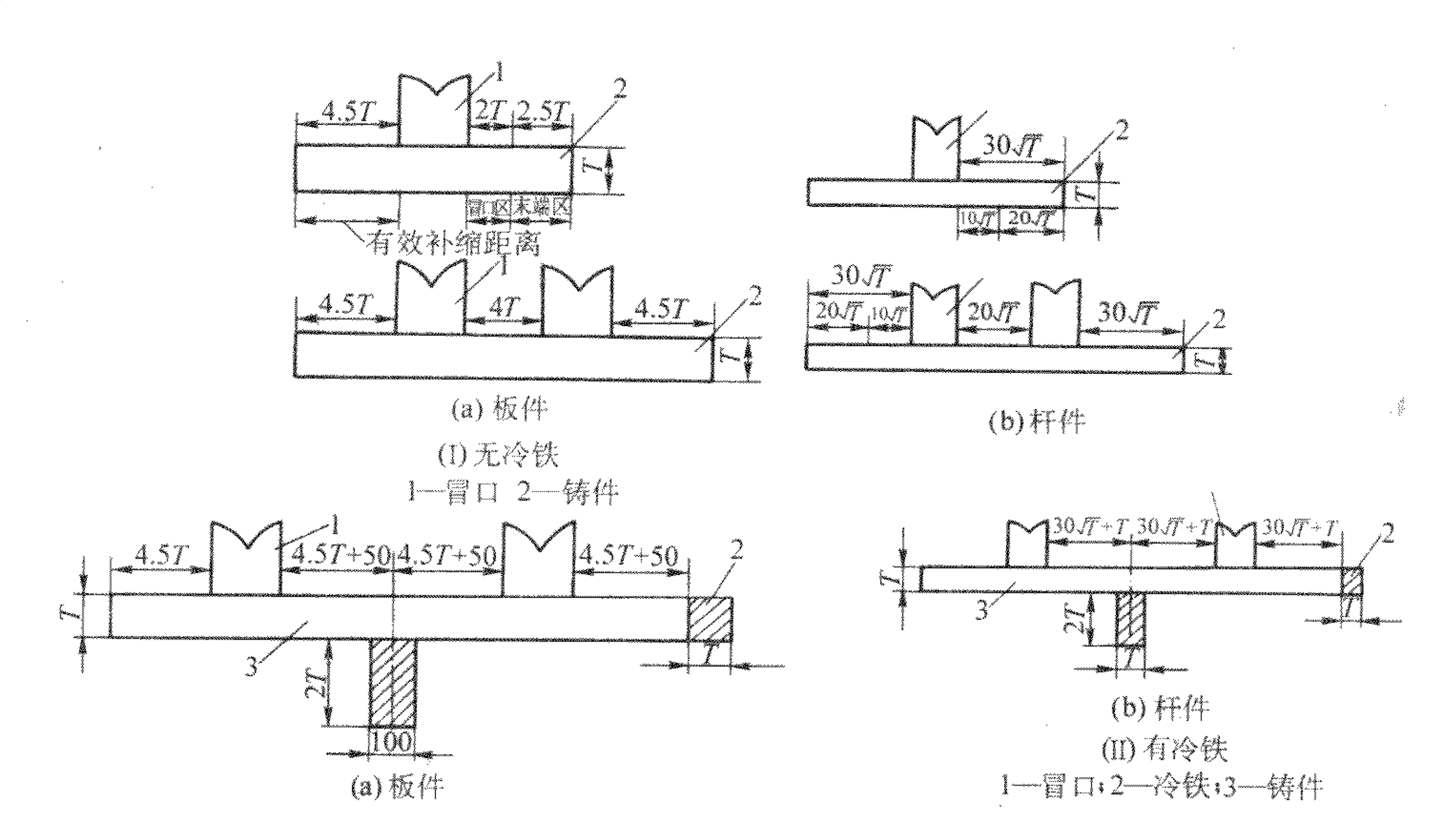


图4.7-146 冷铁对冒口补缩距离的影响

用多边布置多块外冷铁的方法可以大大延长冷铁末端区的长度。如图4.7-147所示，因采用多边外冷铁，铸件只用一个冒口。外冷铁之间距离为0.5～1倍于冷铁长度。图4.7-147下部示出其等温线分布。

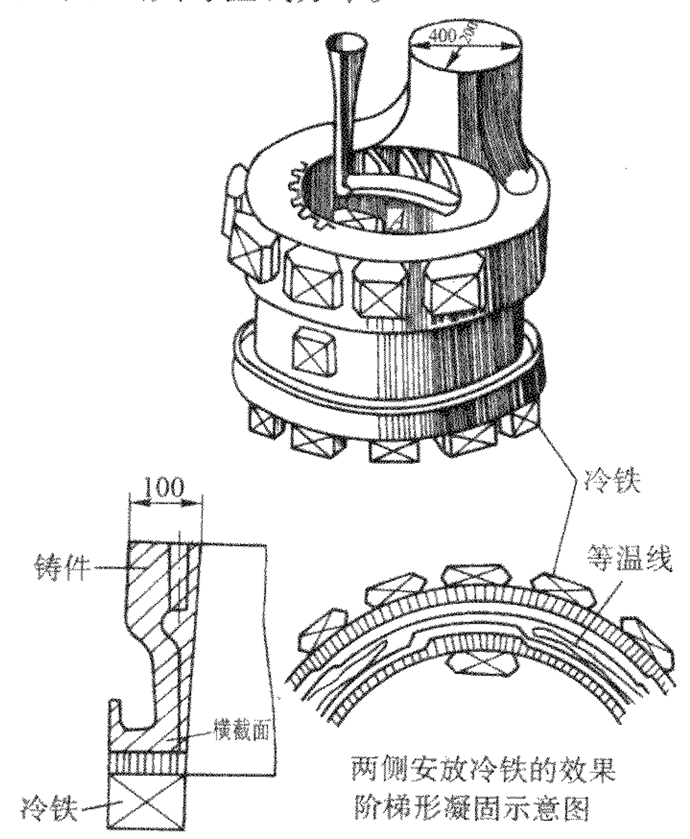


图4.7-147 带内齿圈的联轴套铸钢工艺

(5) 补贴(padding)的应用

为实现顺序凝固和增强补缩效果，铸造工艺人员在靠近冒口的铸件壁厚上补加的倾斜的金属块称为补贴(衬补、增肉)。冒口附近有热节或铸件尺寸超出冒口补缩距离时，利用补贴可造成向冒口的补缩通道，实现补缩。应用补贴可消除铸件下部热节处的缩孔，还可延长补缩距离，减少冒口数目。

去除金属补贴会增加铸件清理和机械加工的工时，为克服金属补贴的这一缺点，可以应用“加热补贴”和发热(保温)块补贴(见图4.7-148)。加热补贴的耐火隔片至少要被钢液加热到1 480℃才有效。发热(保温)块补贴的应用具有良好的经济效益。

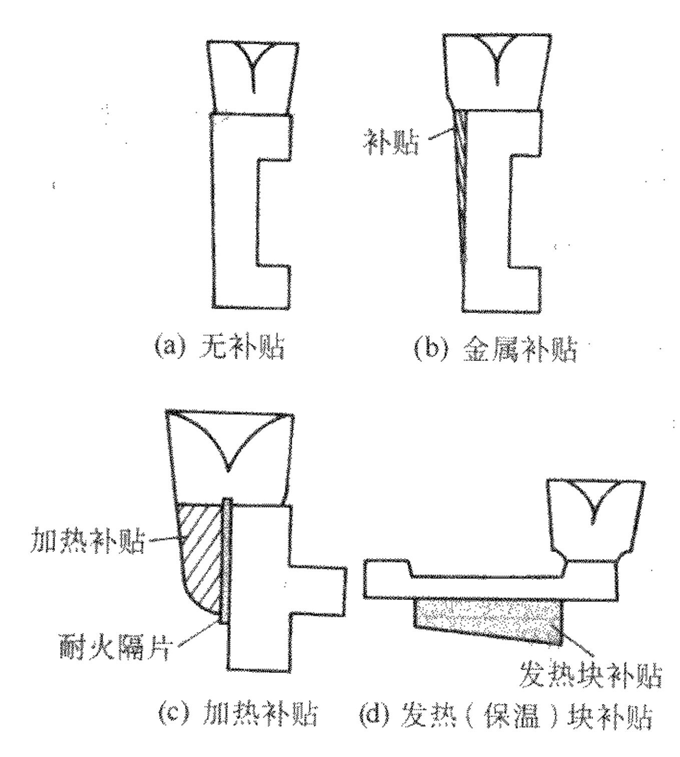


图4.7-148 补贴种类

依在铸件上的位置，补贴又分为垂直补贴和水平补贴。水平补贴(见图4.7-149)的最大长度为冒口模数的4.7倍，Ⅰ—Ⅰ断面处的补贴模数 $M_1 = ab/[2(a+b-c)]$ 应按冒口颈模数计算。

垂直补贴的尺寸可依图4.7-150确定。该图是对板形碳钢铸件进行顶注、立浇试验，后经X光透视检查而总结出来的关系曲线——补贴厚度 a 和铸件壁高 H、壁厚 T 间的关系曲线。

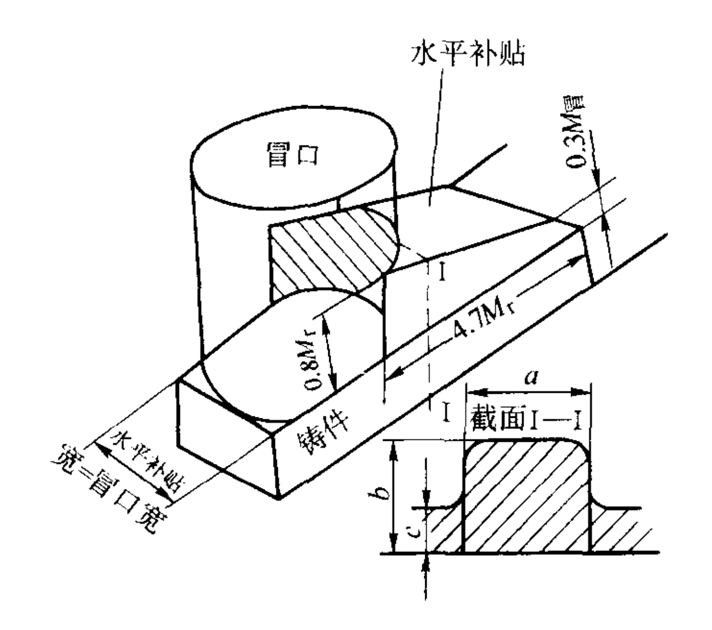


图 4.7-149　水平补贴的尺寸

当生产条件同上述试验条件有差别时，如用于杆件（断面宽厚比小于5:1），采用底注式浇注系统，高合金钢铸件等，都需要将图4.7-150给出的补贴厚度数据乘以补偿系数。铸钢件垂直补贴的补偿系数见表4.7-111。

铸件上局部热节的补贴尺寸，常用A·Heuvers氏滚圆法确定。对于重要部位的热节用扩大滚圆法；对于次要部位的热节用不扩大滚圆法。图4.7-151示出铸钢齿轮毛坯的轮缘和轮毂处补贴的具体求法。

6.3　铸钢件冒口的设计与计算

铸钢件冒口属于通用冒口，其计算原理适用于实行顺序凝固的一切合金铸件。通用冒口的计算方法很多，现仅介绍几种常用的冒口计算方法。

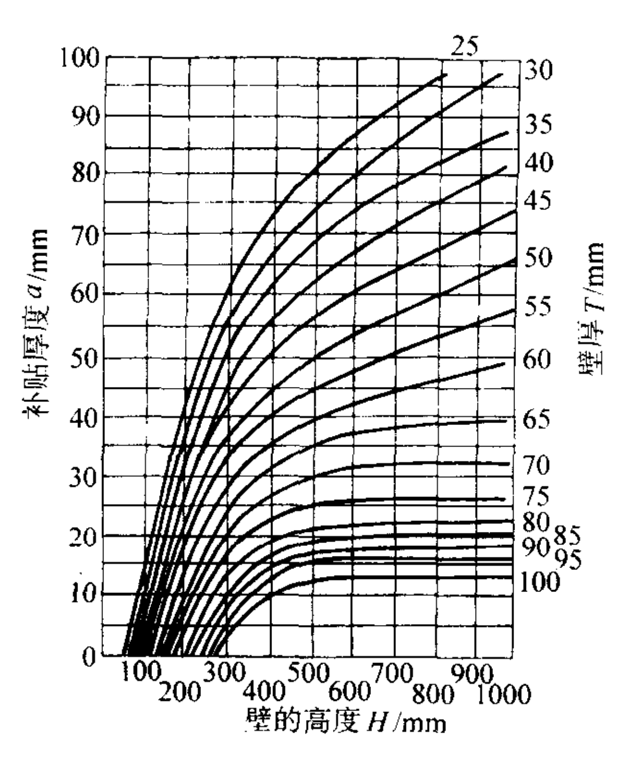
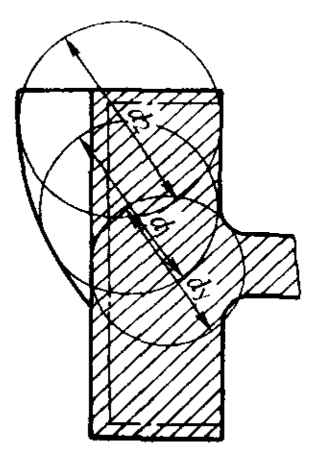


图 4.7-150　垂直补贴尺寸
1—冒口；2—补贴；3—铸件

表 4.7-111　垂直补贴的补偿系数[①]

补偿原因	补偿条件	补偿系数
杆件比板件的冒口补缩距离小，需要有较大的补贴厚度才能保证铸件致密	杆件断面宽厚比 4:1	1.0
	3:1	1.25
	2:1	1.5
	1.5:1	1.7
	1.1:1	2.0
充型方式和化学成分不同	底注式，碳钢及低合金钢铸件	1.25
	顶注式，高合金钢铸件	1.25
	底注式，高合金钢铸件	1.25×1.25=1.56

① 实际应用的垂直补贴厚度等于图4.7-150中查出的口值乘以补偿系数。



(a) 轮缘的补贴　　(b) 轮毂的补贴

图 4.7-151　求冒口补贴尺寸的滚圆法
扩大滚圆法：$d_1=1.05d_y$　$d_2=1.05d_1$　$d_3=1.05d_2$

6.3.1　模数法

(1) 基本原理

遵守顺序凝固的基本条件。首先，冒口的凝固时间 τ_r 应大于等于铸件被补缩部位的凝固时间 τ_c。运用 Chvorinov 公式有 $\tau_r=\left(\frac{M_r}{K_r}\right)^2$ 和 $\tau_c=\left(\frac{M_c}{K_c}\right)^2$，于是得

$$\left(\frac{M_r}{K_r}\right)^2 \geqslant \left(\frac{M_c}{K_c}\right)^2 \qquad (4.7\text{-}57)$$

式中，M_r、M_c 分别为冒口模数和铸件模数；K_r、K_c 为冒口、铸件的凝固系数。

对于普通冒口，$K_r\approx K_c$，因而上式可写成

$$M_r=fM_c \qquad (4.7\text{-}58)$$

式中，f 为模数扩大系数，又称冒口的安全系数，$f\geqslant1$。

在冒口补给铸件的过程中，冒口中的金属逐渐减少，顶面形成缩孔使散热表面积增大，因而冒口模数不断减小；铸件模数由于得到炽热的金属液的补充，模数相对地有所增大。根据试验，冒口模数相对减小值约为原始模数的17%。一般 $f=1.2$。模数扩大系数过大，将使冒口尺寸增大，浪费金属，加重铸件热裂和偏析倾向。

对于碳钢、低合金钢铸件，其冒口、冒口颈和铸件的模数关系应符合下列关系：

对于侧冒口

$$M_c:M_n:M_r=1:1.1:1.2 \qquad (4.7\text{-}59)$$

内浇道通过冒口

$$M_c:M_n:M_r=1:(1\sim1.03):1.2 \qquad (4.7\text{-}60)$$

对于顶冒口　$M_r=(1.2\sim1)\,M_c$　(4.7-61)

式中，M_n 为冒口颈的模数。

其次，冒口必须能提供足够的金属液，以补偿铸件和冒口在凝固完毕前的体收缩和因型壁移动而扩大的容积，使缩孔不致伸入铸件内。为满足此条件应有

$$\varepsilon\ (V_c + V_r)\ + V_e \leqslant V_r\eta \qquad (4.7\text{-}62)$$

式中，V_c、V_r、V_e 为铸件体积、冒口体积和因型壁移动而扩大的体积。V_e 值对舂砂紧实的干型近似为零。对受热后易软化的铸型或松软的湿型，应根据实际情况确定；ε 为金属从浇完到凝固完毕的体收缩率，具体值参见表 4.7-112、表 4.7-113。η 为冒口的补缩效率，η =（补缩体积/冒口体积）×100%。各种冒口的补缩效率值见表 4.7-114。

表 4.7-112　确定铸钢体收缩率 ε 的图表

普通碳钢体收缩率 $\varepsilon = \varepsilon_0$	合金钢的体收缩率 $\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_x$
w(c)=1.5%　1.0%　0.8%　0.4%　0.2%　0.1%　0.0% 纵轴：碳钢的收缩率 $\varepsilon_C \times 100$（0～9） 横轴：浇注温度 t/°C（1400　1500　1600　1700）	ε_0 与普通碳钢求法相同，依碳的质量分数、浇注温度可由左面图上查出 $\varepsilon_x = \sum K_i w_i$ 式中　ε_x——合金元素对体收缩率的影响； w_i——合金钢中各元素的含量，w_i 分别为 w_1、w_2…； K_i——各合金元素对体收缩率的修正系数，可从本表下栏中查出，各元素的修正系数分别为 K_1、K_2、K_3…

合金元素	W	Ni	Mn	Cr	Si	Al
修正系数 K_i	-0.53	-0.0354	+0.0585	+0.12	+1.03	+1.70

注：本表中的数据、曲线是在试验室条件下取得的。生产实践中，铸件浇注过程长，浇注中发生液态收缩和凝固收缩的补给，故依表中数据 ε 值，可能偏于安全。

表 4.7-113　常用合金的体收缩率 ε

铸件材质	ε/%
中碳钢	2.5～3.0
w（C）=1%碳钢	4.0
灰铸铁	1.90～膨胀
白口铸铁	4.0～5.5
纯铝	6.6
纯铜	4.92

表 4.7-114　冒口的补缩效率 η

冒口种类或工艺措施	η/%
圆柱或腰圆柱形冒口	12～15
球形冒口	15～20
补浇冒口时	15～20
浇口通过冒口时	30～35
发热保温冒口	30～50
大气压力冒口	15～20

ε、η 值对冒口体积的影响如图 4.7-152 所示。

通常依式（4.7-59）～式（4.7-61）确定冒口尺寸，而用式（4.7-62）校核冒口的补缩能力。此外，保证冒口和被补缩部位之间始终存在补缩通道，扩张角应向冒口敞开。利用补贴和冷铁常可实现此目的。

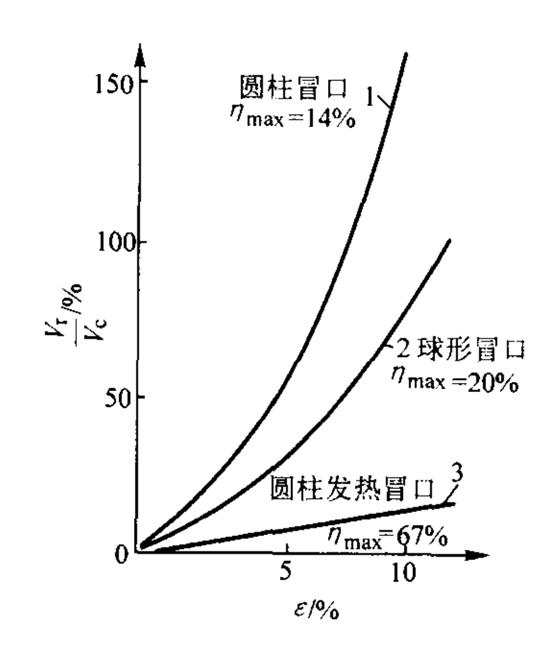


图 4.7-152　ε、η 值对冒口体积的影响

$V_r = V_c\varepsilon/\ (\eta - \varepsilon)$

（2）设计步骤

1）把铸件划分为几个补缩区，计算各区的铸件模数 M_c。

2）计算冒口及冒口颈的模数。

3）确定冒口形状和尺寸（应尽量采用标准系列的冒口尺寸，见表 4.7-167）。

4）检查顺序凝固条件，如补缩距离是否足够，补缩通道是否通畅。

5）校核冒口补缩能力。

（3）铸件模数的计算

铸件结构有的简单，有的复杂。复杂铸件总是由简单几

何体与其相交节点所构成。所以，只要掌握简单几何体和其相交节点的模数计算方法，对任何复杂铸件均可应用模数法计算出冒口尺寸。各种热节点的模数计算方法：

1）测定热节中心和平板中心的凝固时间。设铸件平板壁厚为 T，凝固时间为 τ，热节中心处凝固时间为 τ_j，则热节模数可依 Chvorinov 公式算出：

$$M_c = \frac{T\sqrt{\tau_j}}{2\sqrt{\tau}} \tag{4.7-63}$$

在拟订工艺之前，要进行浇注试验测定其凝固时间，故应用较少。

2）热节圆当量板（或杆）法。把热节部位视为以热节圆直径为厚度的板或杆件，见表 4.7-115。

3）用"一倍厚度法"求热节模数。如图 4.7-153 所示，温度测定试验表明，离热节处一倍壁厚以外的温度，基本与壁体的温度相同。因此，以图示的阴影区作为计算热节模数的依据。此外还有其他方法。对齿轮轮缘和辐板间形成的 T 形热节所进行的分析计算表明：一般情况下，一倍厚度法所得模数值稍大，热节圆当量杆法所得模数次之，用扣除散热面积法所得模数略小。总的来说，用上述不同方法计算出的模数值相近，皆能满足工艺设计的精度要求。

表 4.7-115　热节点当量模数的计算

序号	特　点	简　图	模　数　计　算　式
1	板件相交		用 1:1 比例绘出相交节点处的图形。板壁相交处圆角半径取壁厚的 1/3 即已足够，$r = a/3$ 或 $r = b/3$。考虑砂尖角对凝固时间的影响，作图时让热节圆的圆周线通过 r 的中心，量出热节圆半径 R $M = R = \frac{D_r}{2}$
2	杆件相交		用上述方法求出热节圆直径 D_r，把热节处视为厚度为 D_r 之杆件 $M = \frac{D_r b}{2(D_r + b)}$
3	管与法兰相交		用上法作图，求出热节圆直径 D_r，把法兰视为厚度为 D_r 的角形杆，再用扣除非散热面法计算热节模数 $M = \frac{D_r b}{2(D_r + b) - c}$

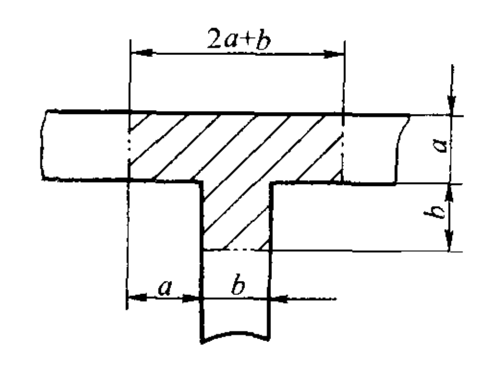


图 4.7-153　用一倍厚度法求 T 形热节模数

$$M = \frac{b^2 + ab + 2a^2}{4a + 3b}$$

举例：压实缸体铸钢件，简图如图 4.7-154 所示。分区计算模数如下：

缸底：直径 ϕ400 mm，侧面为非冷却面，可视为厚 140 mm 的板件，$M = 14$ cm/2 = 7 cm；

帽状部分视为板件，厚 100 mm，$M = 5$ cm；

缸体主壁部分：视为厚 120 mm 的板件，$M = 6$ cm；

上部平板部分：厚 80 mm，板件，$M = 4$ cm；

ϕ120 mm 孔的四周部分：视为板件，厚 80 cm，$M =$ 4 cm；

热节：缸体主壁与斜壁相交处，热节圆的直径 ϕ180 mm，视为厚 180 mm 的当量板，$M = 18$ cm/2 = 9 cm。

该铸钢件的冒口设计方案 1 见图 4.7-139，方案 2 见图 4.7-154。

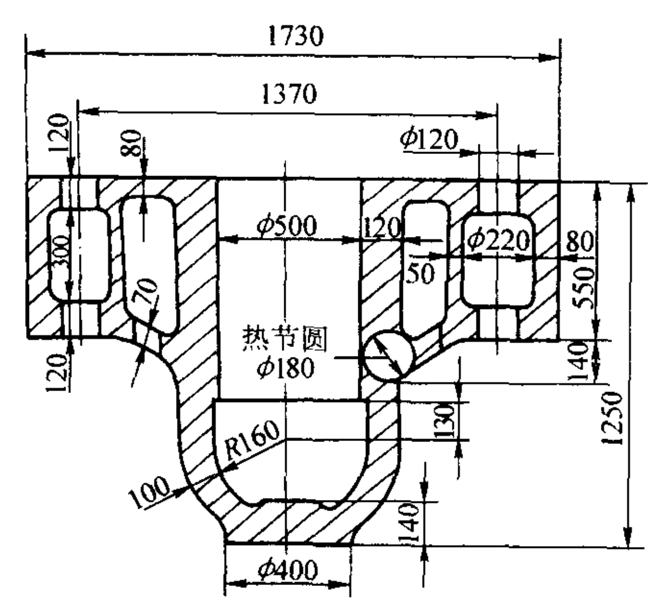


图 4.7-154　压实缸体简图

6.3.2 模数法的最新发展

(1) 模数 - 周界商法

以 Chvorinov 公式为基础的模数法忽略了铸件（冒口）形状对凝固时间的影响，而实际上，在其他条件（模数、合金、铸型等）相同时，球体件凝固时间最短，圆柱体次之，平板件凝固时间最长。这一结论已被铸件凝固传热计算证明。铸件凸形表面的凝固层增长速度高于平面和凹形表面。说明铸件（冒口）形状对其凝固和补缩有重要影响。为此，出现了周界商法。

周界商（Perimetrischen Quotient）Q 定义为体积 V 与其模数 M^3 之比值，即

$$Q = V/M^3 \qquad (4.7\text{-}64)$$

Q 值使铸件（冒口）形状数量化，Q 值的大小表明了铸件形状的特征——形状越接近于简单的实心球体，Q 值越小；反之，铸件形状越接近展开的大平板，Q 值越大。实心球体件 Q 值最小，$Q_{min} = 113$。而大平板件 Q 值非常之大。在其他条件相同时，生产中铸件的 Q_c 值大则冒口补缩效率高。表 4.7-116 为保温冒口补缩效率 η 和铸件周界商 Q_c 的关系。

表 4.7-116 保温冒口补缩效率 η 与铸件周界商 Q_c 的关系

铸件周界商 Q_c	< 200	250	300	400	500 ~ 1 000	> 1 000
保温冒口补缩效率 η	25	30	33	35	40	45

Mcadams J. 于 1982 年提出冒口设计的 Q 参数（周界商）法，直到 1995 年，王济洲、周尧和先生经严密数学推导，才得出用周界商求解冒口尺寸合理的公式：

$$(1-\varepsilon)\ f^3 - f^2 - \varepsilon\frac{Q_c}{Q_r} \qquad (4.7\text{-}65)$$

式中，ε 为合金凝固体收缩率,%；f 为模数扩大系数，$f = M_r/M_c$，是求解的对象；Q_c 为被补缩部分铸件的周界商，$Q_c = V_c/M_c^3$；Q_r 为冒口的周界商，$Q_r = V_r/M_r^3$。

用式（4.7-65）计算铸钢件冒口尺寸要初定冒口直径，算出新的冒口直径后与初定直径相比较，如不相符，则把算得的冒口直径作初定冒口直径，重新运算，逐步代换逼近，直到直径一致为止。

笔者证实：先用模数法求出冒口直径作初定冒口直径，只需 1 ~ 2 次运算，即可逼近到 f 值一致，从而算出冒口直径。所算出的冒口直径：对于球形件，比用模数法求出的小；对于平板件，比用模数法求出的大，很科学地反映出铸件、冒口形状对其凝固和补缩的重要影响。至此，出现了周界商法。称为模数-周界商法。

为便于冒口的计算，将式（4.7-64）表格化：常用冒口参数见表 4.7-117，冒口尺寸公式中数值关系见表 4.7-118。

表 4.7-117 常用冒口参数

冒口类型	尺寸	模数 M_r	体积 V_r	周界商 Q_r
球形	$H = D$	$D/6$	$0.533D^3$	115
圆柱形明冒口	$H = D$	$D/6$	$0.785D^3$	170
	$H = 1.2D$	$0.176D$	$0.942D^3$	171
	$H = 1.5D$	$0.188D$	$1.178D^3$	179
	$H = 2D$	$D/5$	$1.571D^3$	196
圆柱形暗冒口	$H = D$	$D/6$	$0.654D^3$	140
	$H = 1.2D$	$0.178D$	$0.812D^3$	144
	$H = 1.5D$	$0.190D$	$1.047D^3$	152
	$H = 2D$	$0.204D$	$1.440D^3$	170
腰形明冒口	$L = 1.5W,\ H = 1.25W$	$0.207W$	$1.605W^3$	181
	$L = 2W,\ H = 1.5W$	$0.237W$	$1.44D^3$	200
腰形暗冒口	$L = H = 1.5W$	$0.22W$	$1.743W^3$	155
	$L = 2W,\ H = 1.5W$	$0.242W$	$2.439W^3$	172
边冒口	$H = 1.5D$	$0.189D$	$1.04D^3$	154
	$H = 2D$	$0.21D$	$1.318D^3$	142

注：H—冒口高；D—冒口直径；L—腰形冒口长；W—腰形冒口宽。

表 4.7-118 式（4.7-65）冒口尺寸公式中数值的关系

ε/%	4	5	6	7	ε/%	4	5	6	7
f	Q_c/Q_r				f	Q_c/Q_r			
1.08	1.07	0.61	0.30	0.07	1.36	14.1	10.8	8.58	7.00
1.10	1.69	1.09	0.69	0.40	1.38	15.5	11.9	9.43	7.71
1.12	2.36	1.61	1.10	0.75	1.40	16.9	12.9	10.3	8.46
1.14	3.07	2.16	1.55	1.12	1.42	18.3	14.1	11.3	9.24
1.16	3.82	2.75	2.03	1.51	1.44	19.9	15.3	12.2	10.1
1.18	4.62	3.37	2.53	1.94	1.46	21.4	16.5	13.2	10.9
1.20	5.47	4.03	3.07	2.39	1.48	23.0	17.8	14.3	11.8
1.22	6.37	4.73	3.64	2.86	1.50	24.8	19.1	15.4	12.7
1.24	7.32	5.47	4.24	3.37	1.52	26.5	20.5	16.5	13.7
1.26	8.32	6.26	4.88	3.90	1.54	28.4	22.0	17.7	14.6
1.28	9.37	7.08	5.55	4.64	1.56	30.3	23.5	18.9	15.7
1.30	10.5	7.94	6.25	5.05	1.58	32.3	25.0	20.2	16.7
1.32	11.6	8.85	6.99	5.67	1.60	34.3	26.6	21.5	17.9
1.34	12.9	9.80	7.77	6.32	1.62	36.4	28.3	22.9	19.0

续表 4.7-118

ε/%	4	5	6	7	ε/%	4	5	6	7
f	Q_c/Q_r				f	Q_c/Q_r			
1.64	38.6	30.0	24.3	20.2	1.76	53.4	41.6	33.8	28.2
1.66	40.9	31.8	25.7	21.4	1.78	56.1	43.8	35.6	29.7
1.68	43.2	33.6	27.3	22.7	1.80	59.0	46.0	37.4	31.2
1.70	45.7	35.6	28.8	24.0	1.82	61.9	48.3	39.4	32.8
1.72	48.2	37.5	30.4	25.3	1.84	64.9	50.6	41.2	34.4
1.74	50.7	39.5	32.1	26.7	1.86	68.0	53.1	43.2	36.1

(2) 三次方程法

三次方程法原理：补缩时冒口中的金属液不断进入铸件，冒口体积 V_r 和模数 M_r，逐渐减小。相对地，铸件体积 V_c 和模数 M_c 不断增大。理想的冒口设计应使补缩终了时的冒口模数 M_r' 和铸件模数 M_c' 相等，即保证冒口和铸件的凝固时间相同。这样的冒口才是最节约的。据此

$M'_r=\dfrac{V_r-\varepsilon V_c}{A'_r}$，$M'_c=\dfrac{V_c+\varepsilon V_c}{A_c}$。令 $M'_r=M'_c$，则

$$\frac{V_r-\varepsilon V_c}{A'_r}=\frac{V_c-\varepsilon V_c}{A_c} \tag{4.7-66}$$

式中，ε 为合金的体收缩率；A'_r、A_c 为冒口、铸件补缩终了时的散热表面积。对普通冒口，近似地认为冒口散热表面积在补缩过程中无变化。

对不同形式的冒口，都可把冒口体积和表面积化为冒口几何尺寸的函数。例如，对圆柱形明冒口有：$V_r=\pi Bd_r^3/4$、$A_r=\pi d_r^2$（$B+1/4$）。B 是冒口高度 h_r 与直径 d_r 之比（$B=h_r/d_r$）。把上述关系代入（4.7-66）中得

$$d_r^3-K_1M_cd_r^2-K_2V_c=0 \tag{4.7-67}$$

式中，K_1、K_2 为常数，与冒口形式和合金体收缩 ε 有关。对圆柱形冒口，$K_1=4\left[(B+1/4)(1+\varepsilon)/B\right]$，$K^2=4\varepsilon/\pi B$。

式（4.7-67）就是计算冒口直径 d_r 的三次方程。该法为模数法之延伸，主要用于 CAD 中。

6.3.3 补缩液量法

基本原理建立在两点假定的基础上：①假定铸件的凝固层增长速度与冒口的相等。②假定冒口内供补缩用的金属液体积（缩孔体积）为直径 d_0 的球。这样，当冒口高度和直径相等时，铸件中最大凝固层厚度为壁厚的一半，依假定①，冒口中凝固层厚度也为铸件厚度之半，因而，冒口中缩孔球直径 d_0 等于冒口直径与铸件厚度之差，见图 4.7-155。

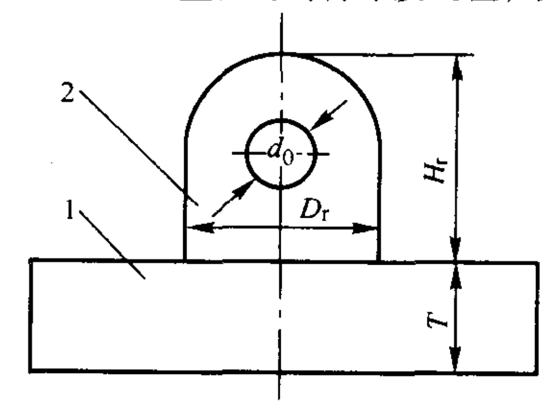


图 4.7-155　补缩液量法示意图

1—铸件；2—冒口

$$d_0=D_r-T$$

故
$$D_r=T+d_0 \tag{4.7-68}$$

式中，D_r 为冒口直径；T 为铸件壁厚。

该方法还认为：直径为 d_0 的球体积应等于铸件（被补缩部分）的总体收缩容积。

$$\frac{\pi d_0^3}{6}=\varepsilon V_c$$

$$d_0=\sqrt[3]{\frac{6\varepsilon V_c}{\pi}} \tag{4.7-69}$$

式中，V_c 为铸件（被补缩部分）体积；ε 为铸件金属的凝固体收缩率。

ε 值可由表 4.7-112、表 4.7-113 查出，计算出铸件体积 V_c，利用式（4.7-69）可得出补缩球直径 d_0，然后用式（4.7-68）可求出冒口直径 D_r。

在实际生产中，为使冒口补缩可靠，常使冒口高度 H_r 大于冒口直径 D_r，一般取

$$H_r=(1.15\sim1.8)\ D_r \tag{4.7-70}$$

应当说明，理论上，冒口中补缩球的体积应包括冒口本身的体收缩体积，而式（4.7-69）中未计入此值，可见这种计算方法，从假定到推算很粗略，是有一定的误差。但实际应用中冒口高度都大于其直径，故安全系数足够大，补偿了计算的误差。根据一些工厂实践，使用效果良好，简单易算。

6.3.4 比例法

比例法是在分析、统计大量工艺资料的基础上，总结出的冒口尺寸经验确定法。各工厂根据长期实践经验，总结归纳出冒口各种尺寸相对于热节圆直径的比例关系，汇编成各种冒口尺寸计算的图表。比例法简单易行，广为采用。表 4.7-119 为齿轮轮缘冒口尺寸的计算表，表 4.7-120 为齿轮轮毂冒口尺寸的计算表。表 4.7-121 为铸件某些局部热节冒口尺寸的确定，表 4.7-122、表 4.7-123 为某重型机器厂的经验，水平补缩、垂直补缩时冒口尺寸的确定。

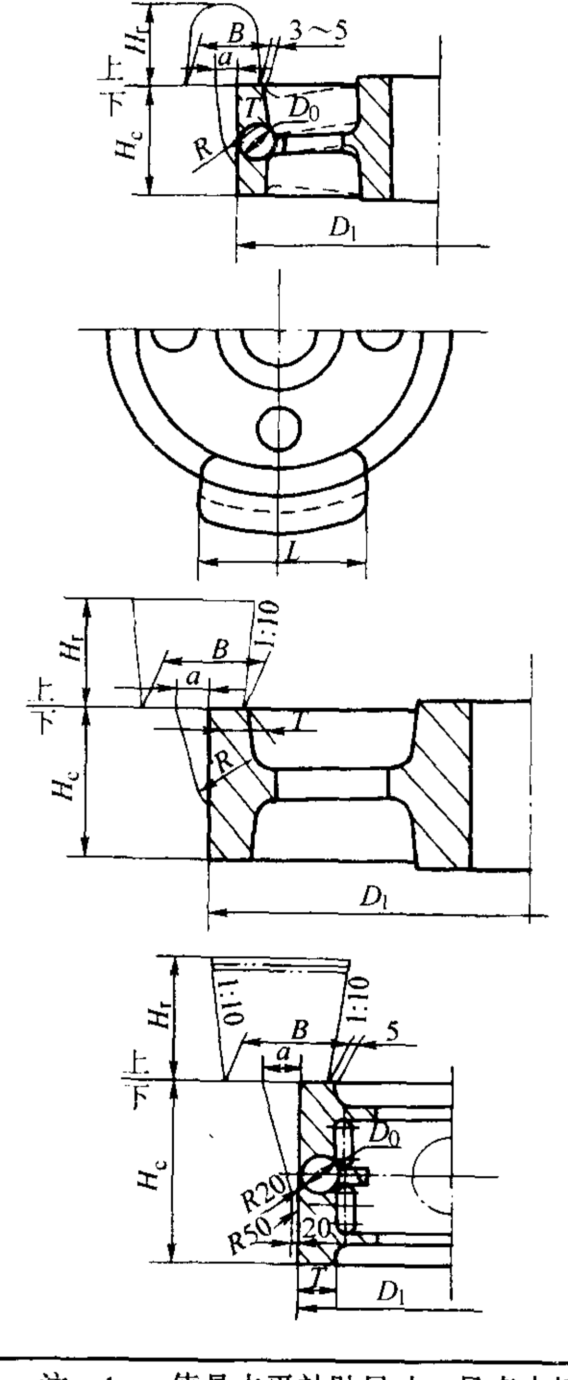
6.3.5 铸件工艺出品率的校核

表 4.7-124 为碳素钢和低合金钢铸件的概略工艺出品率，表 4.7-125 为齿轮类铸钢件工艺出品率，可用于冒口设计的校核。由于各地区、各工厂的生产条件不同，所给出的经验比例也不完全一致。参照应用时要注意生产条件、铸件类型、合金成分等条件尽量一致。

$$\text{铸件工艺出品率}=\frac{\text{铸件重量}}{\text{铸件重量}+\text{冒口总重量}+\text{浇注系统总重量}}\times100\%$$

表 4.7-119　齿轮轮缘冒口尺寸的计算　mm

轮缘厚度 T	冒口宽度 B	冒口长度 L
≤50	$T+a+30$	$(1.5\sim2)\ B$
51 ~ 80	$T+a+(30\sim40)$	
81 ~ 120	$T+a+(40\sim80)$	
121 ~ 180	$T+a+(60\sim100)$	
>180	$T+a+(100\sim120)$	



轮缘高度 H_c	冒口高度 H_r
≤150	暗：$B+(0\sim50)$
	明：$1.5H_c$
151 ~ 200	暗：$B+(0\sim50)$
	明：$1.4H_c$
201 ~ 300	暗：$B+(0\sim50)$
	明：$1.3H_c$
301 ~ 400	暗：$B+(0\sim50)$
	明：$1.2H_c$
401 ~ 500	暗：$B+(0\sim50)$
	明：$1.15H_c$
501 ~ 600	明：$(1\sim1.1)\ H_c$
601 ~ 650	明：$(0.8\sim0.9)\ H_c$
651 ~ 900	明：$(0.7\sim0.8)\ H_c$
>900	明：$0.6H_c$

注：1. a 值是水平补贴尺寸，见表中插图。

2. 轮缘厚度 T 偏上限时，则冒口宽度 B 取上限。

3. 三辐板齿轮，当轮缘外径 $D_1>2\,500$ mm 和轮缘高度 $H_c>1\,000$ mm 时，则明冒口的高度 H_r 可按表值降低10% ~ 15%。但浇注后需点浇冒口和撒保温剂。

表 4.7-120　齿轮轮毂冒口尺寸的计算表　mm

截面图形	轮毂尺寸范围	冒口直径 D (B)	冒口高度 H_r
	$H_c<D_c$ ≤180	$D=D_c-(6\sim10)$	$H_r=H_c-30$
	$H_c>1.2D_c$ $D_c>180$		$H_r=D+(0\sim40)$
	$H_c<D_c$ ≤180	$D=D_c-(6\sim10)$	可设明冒口，其高度与轮缘冒口同，且 $H_r\geq1.2D$

续表 4.7-120

截面图形	轮毂尺寸范围	冒口直径 D (B)	冒口高度 H_r
可设内冷铁	$H_c>2D_c$	$D>D_c$	可设明冒口，其高度与轮缘冒口同，且 $H_r\geq1.2D$
		保证轮毂部分的收得率<70%	
	$H_c<D_c/2$	$D=2T$	$H_r=D+(0\sim40)$
	$H_c=D_c/2$ $D_c>180$	$D=2.5T$	
	$H_c=3D_c/4$	$D=3T$	
	$H_c=D_c$	$D=3.5T$	
	$D_c\geq H_c$ 且 T 较薄	设2个以上冒口，冒口总长度等于轮毂周长25% ~ 30%，冒口尺寸参数可参考上值	
	$H_c=(1\sim1.2)\ D_c$	$B=(0.6\sim0.7)\ D_c$	$H_r=B+(0\sim50)$
	$H_c=(1.2\sim1.5)\ D_c$	$B=(0.7\sim1.0)\ D_c$	
	如果 B 压过轴孔时，则砂芯要伸入冒口内，且与冒口一侧立面距离大于 20 mm		

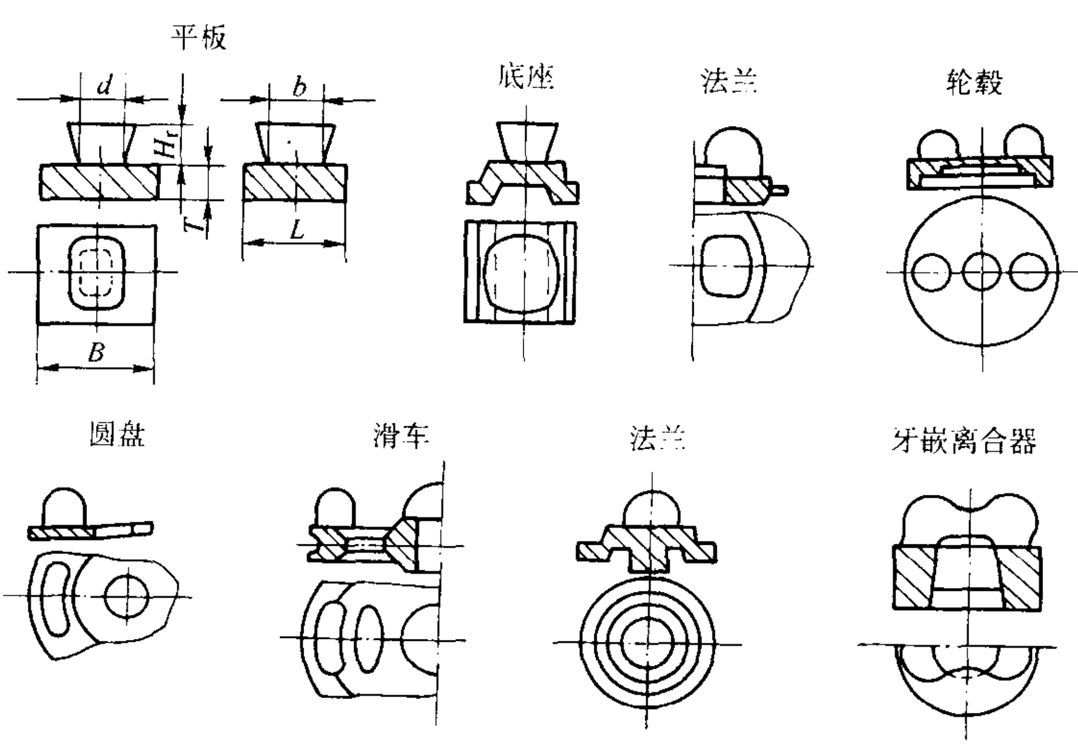
表 4.7-121 铸件某些局部热节冒口尺寸的确定

mm

图形	冒口根部尺寸 D	冒口高度 H_r
	$L/T<4$ 时，$D=(1.8\sim2.2)T$ $L/T>4$ 时，$D=3T$	$(1.5\sim2.0)D$
	$D=2T_1+T_2$	$(1.5\sim2.0)D$
	$D=2T_1+1.5T_2$	$(1.5\sim2.0)D$
	$D=T_1+T_2+2R$	$(1.5\sim2.0)D$
	$D=2T_1+1.5(T_2+T_3)$	$(1.5\sim2.0)D$

表 4.7-122 水平补缩时冒口尺寸的确定

mm



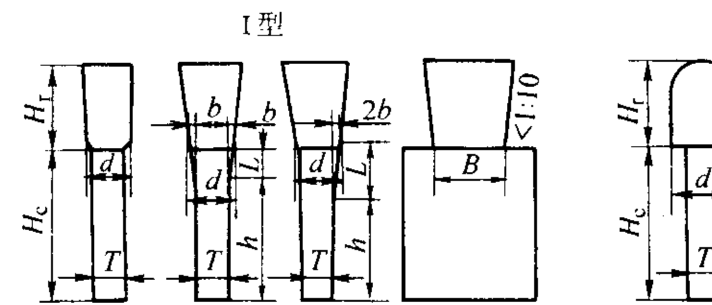
B—铸件宽度；L—铸件长度；b—冒口根部长度；d—冒口根部宽度

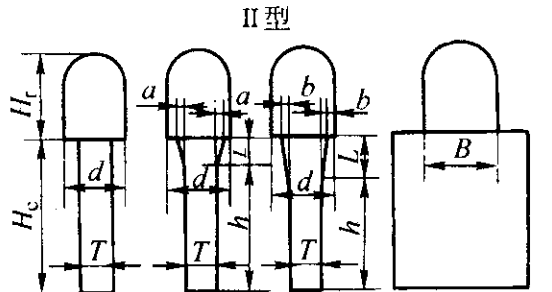
续表 4.7-122

铸件厚度 T/mm	当 $H:d=1\sim1.5$ 时，$d:T$ 为			冒口形式	浇道要否进入冒口
	1	1.2~1.25	1.5		
50~120	2.4~2.6	2.3~2.5	2.2~2.3	暗冒口	
>120~200	2.2~2.5	2.1~2.4	2.0~2.3	暗冒口	要
				明冒口	要
>200~500	2.1~2.3	2.0~2.3	1.9~2.2	明冒口	要

注：1. 本表仅适用于碳素钢和低合金钢。
2. 当冒口补缩距离与冒口直径（或宽度）之比不大于2时，或补浇冒口时，$d:T$ 取低值或中间值。
3. 球形冒口取 $H_r:d=1$。
4. 当铸件的高度相对于长度和宽度小得多时，可认为冒口对这种铸件主要作水平方向补缩。

表 4.7-123 垂直补缩时冒口尺寸的确定 mm





T/mm	$H_c:T$	$d:T$		$H:d$		a	b≥	L	H_r≥
		Ⅰ型	Ⅱ型	Ⅰ型	Ⅱ型	mm			
60	3	1.3~1.8	1.6~2.1	1.2~1.3	1.1~1.2	4	4	50	H_c-50
	5	1.4~1.9	1.7~2.2	1.2~1.4	1.1~1.3	5	5	50	H_c-50
	8	1.5~2.0	1.8~2.3	1.2~1.5	1.2~1.5	10	10	H_c-6T	$6T$
100	3	1.2~1.6	1.5~2.0	1.2~1.3	1.1~1.2	5	5	60	H_c-60
	5	1.3~1.7	1.6~2.1	1.2~1.4	1.1~1.3	5	5	60	H_c-60
	8	1.4~1.8	1.8~2.3	1.2~1.5	1.2~1.5	15	15	H_c-6T	$6T$
200	3	1.2~1.4	1.4~1.9	1.1~1.3	1.0~1.2	5	5	60	H_c-60
	5	1.3~1.4	1.5~2.0	1.2~1.5	1.1~1.4	5	5	60	H_c-60
	8	1.3~1.5							$6T$
300	3	1.2~1.4	1.4~1.8	1.2~1.4	1.1~1.5	6	6	60	H_c-60
	5	1.2~1.5					6		H_c-60
	8	1.2~1.5					5		$6T$

注：1. 本表仅适用于碳素钢和低合金钢。
2. 采用点浇冒口时，$d:T$ 取下限。
3. 补贴 L 仅在冒口下方的模样部分（尺寸 B）做出。
4. 当铸件的高度相对于其他方向的尺寸大得多时，则可认为冒口主要按垂直方向补缩铸件。

表 4.7-124 碳素钢和低合金钢铸件的概略工艺出品率

铸件重量 /kg	铸件主要厚度 /mm	加工面所占比例 /%	工艺出品率/%	
			明冒口	暗冒口
≤100	≤20	>50	58~62	65~69
	21~50		54~58	61~65
	>50		51~55	58~62
	≤20	≤50	63~67	68~72
	21~50		59~63	65~69
	>50		50~60	62~66
101~500	≤30	>50	63~67	66~70
	31~60		61~65	64~68
	>60		58~62	62~66
	≤30	≤50	65~69	68~72
	31~60		63~67	66~70
	>60		61~65	64~68
501~5 000	≤50	>50	64~70	66~72
	51~100		61~67	64~70
	>100		59~65	62~68
	≤50	≤50	65~71	67~73
	51~100		63~69	66~72
	>100		61~67	65~71
5 001~15 000	≤50	>50	65~71	67~73
	51~100		63~69	65~71
	>100		61~67	63~69
	≤50	≤50	64~72	66~74
	51~100		62~70	65~73
	>100		81~69	64~72
>15 000	≤100~>300	>50	64~72	
	≤100~>300	≤50	66~74	

表 4.7-125 齿轮类铸钢件工艺出品率

名称	铸件重量 /kg	工艺出品率/%		名称	铸件重量 /kg	工艺出品率/%	
		明冒口	暗冒口			明冒口	暗冒口
单辐板齿轮	≤250	43~52	46~55	锥齿轮	≤500	≈52	≈55
	251~500	45~55	48~58		501~1 000	≈56	≈59
	501~2 000	49~59	52~62		1 001~2 500	≈59	≈62
	>2 000	52~62	55~65		>2 500	≈62	
双辐板齿轮	≤500	50~60	53~63	齿圈	≤3 000	59~61	
	501~2 000	53~63	56~66		3 001~10 000	58~62	
	2 001~10 000	54~64			10 001~20 000	59~63	
	>10 000	56~66			>20 000	60~64	

6.4 铸铁件冒口的设计

6.4.1 铸铁件的体收缩

灰铸件、蠕墨铸铁和球墨铸铁在凝固过程中，由于析出石墨而体积膨胀，且膨胀的大小、出现的早晚，均受冶金质量和冷却速度的影响，因而有别于其他合金。以球墨铸铁为代表，其凝固过程可分为：一次收缩（primary contraction）、体积膨胀（volume expansion）和二次收缩（secondry contraction）等三阶段（见图 4.7-156）。特点为：

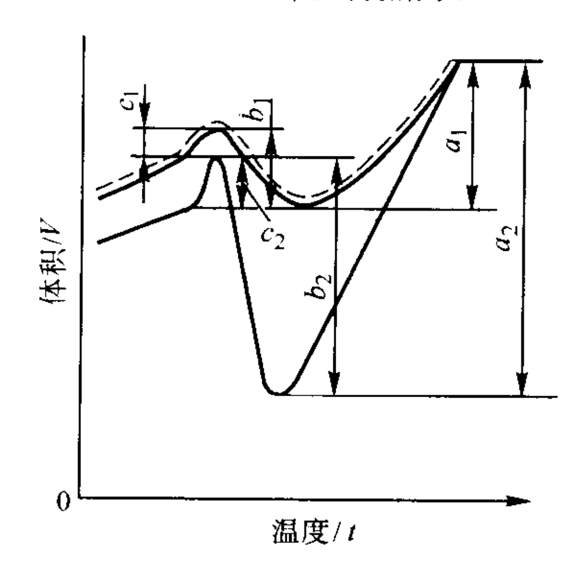


图 4.7-156　球墨铸铁的体积变化

实线—冷却速度高，冶金质量差；
虚线---冷却速度低，冶金质量高；
a_1、a_2——一次收缩；b_1、b_2—体积膨胀；
c_1、c_2—二次收缩

1）在凝固完毕前要经历一次（液态）收缩、体积膨胀和二次收缩过程。

2）一次收缩、体积膨胀和二次收缩的大小并非确定值，而是在很大范围内变化。液态体收缩系数为（0.016～0.024 5）$\times 10^{-2}$/℃，体积膨胀量为 3%～6%。

球墨铸铁凝固期出现的体积膨胀，许多文献中称为“石墨化膨胀”或“缩前膨胀”，但也有人认为不单纯是因奥氏体—石墨共晶转变引起的。其一，体积膨胀开始的温度可高于共晶温度；其二，对石墨化膨胀所作的计算表明，每析出质量分数为 1% 的石墨，铸铁体积增大 0.89%～0.95%。而实验数据表明，每析出质量分数为 1% 的石墨，铸铁体积增大约 2%。因而认为体积膨胀还与气体析出有关。

影响铸铁的一次收缩、体积膨胀和二次收缩的大小、进程的主要因素是冶金质量、冷却速度和化学成分。

（1）冶金质量的影响

冶金质量好的铸铁，在同样化学成分、冷却速度下，液态收缩、体积膨胀和二次收缩值都小，因而形成缩孔、缩松和铸件胀大变形的倾向小，容易获得健全的铸件。设计冒口时要密切注意现场铁液的冶金质量，它可以用试样的石墨球数来评定：从 25.4 mm 厚（$M=0.79$cm）的 Y 形试样上取样作金相检查，以 1 mm² 面积上的石墨球数为准，即当球数 > 150 个/mm² 评为冶金质量“好”，90～150 个/mm² 为“中”，< 90 个/mm² 为“差”。还需注意影响冶金质量的其他因素，这些因素是：

1）炉料的组成及质量　高炉新生铁最佳，废钢次之，回炉料最差。新生铁本身的品质优或劣，对收缩、膨胀特性影响很大。

2）炉型　经验表明，用冲天炉最佳，其次为反射炉、无芯感应炉，电弧炉最差。

3）铁液的停留时间　铁液停留时间长，温度高（超过 1 500℃），降低冶金质量。

4）孕育　孕育效果好，则有利于冶金质量。

（2）冷却速度的影响

研究表明：对 CE = 3.80%～3.84%、w（Si）/w（C）= 0.46～0.52 的亚共晶铸铁，冷却速度 3℃/min（与测定平衡图时的冷却速度相近），冷却后奥氏体数量为 20.5% 的体积分数（与用平衡图计算结果相近）。当把该铸铁的冷却速度提高到 200℃/min 时（与 ϕ30 mm 球试样的干砂型冷却条件相当），对应初生奥氏体枝晶数量占 44.6% 的体积分数。这和平衡状态相比，初生奥氏体数量增大到 2.2 倍，显然这会增加灰铸铁共晶前的体收缩。

冷却速度越大，铸铁的液态收缩、体积膨胀和二次收缩值也越大。在砂型铸造条件下，铸件的冷却速度主要取决于铸件模数。对小模数的薄壁件，例如 $M_c < 2.5$ cm，就应安放冒口补缩。相反，大模数铸件，$M_c \geq 2.5$ cm，凝固时间长、降温慢，对补缩要求低，创造适当工艺条件，甚至可用无冒口工艺。

（3）化学成分的影响

碳、硅含量对球铁件缩松的影响如图 4.7-157 所示。虚线方块示出常用的碳硅范围，高于 3.9 = w（C）+ w（Si）/ 7 线的区域为致密区。可见碳量对消除球铁件的缩松比硅的作用强 7 倍之多。碳硅比 w（C）/w（Si）对球铁的体收缩率 ε_V、线收缩率 ε_L、流动性 λ 的影响见图 4.7-157b。当 $w_C/w_{Si} = 1.18$ 时，ε_V 具有最小值。

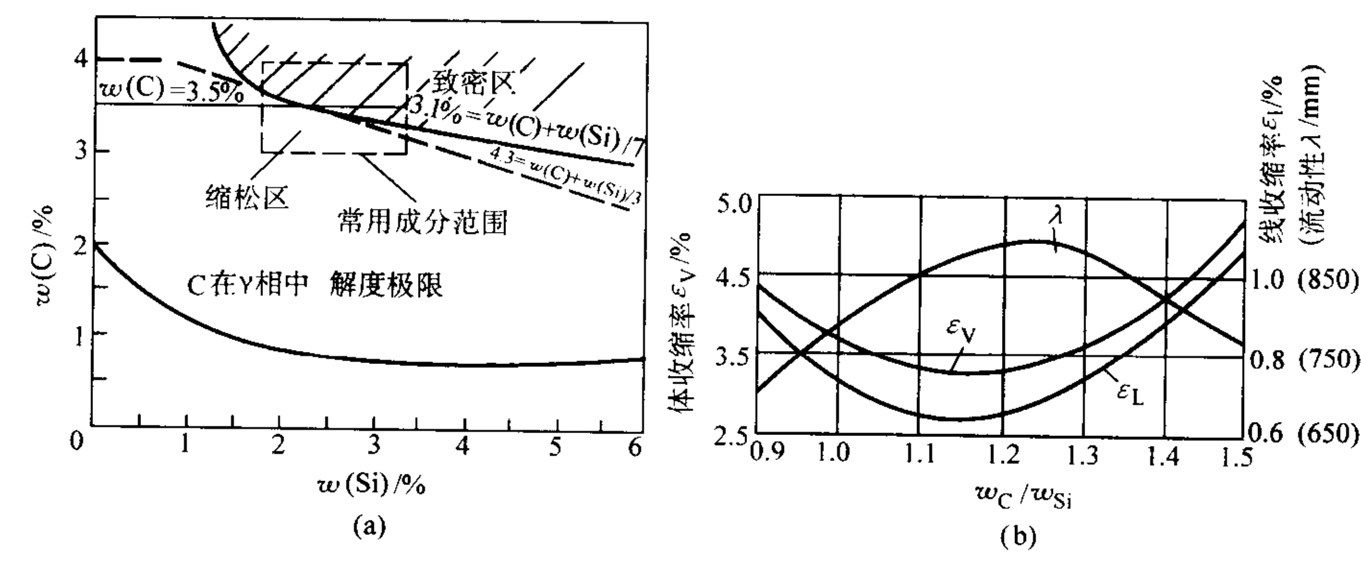


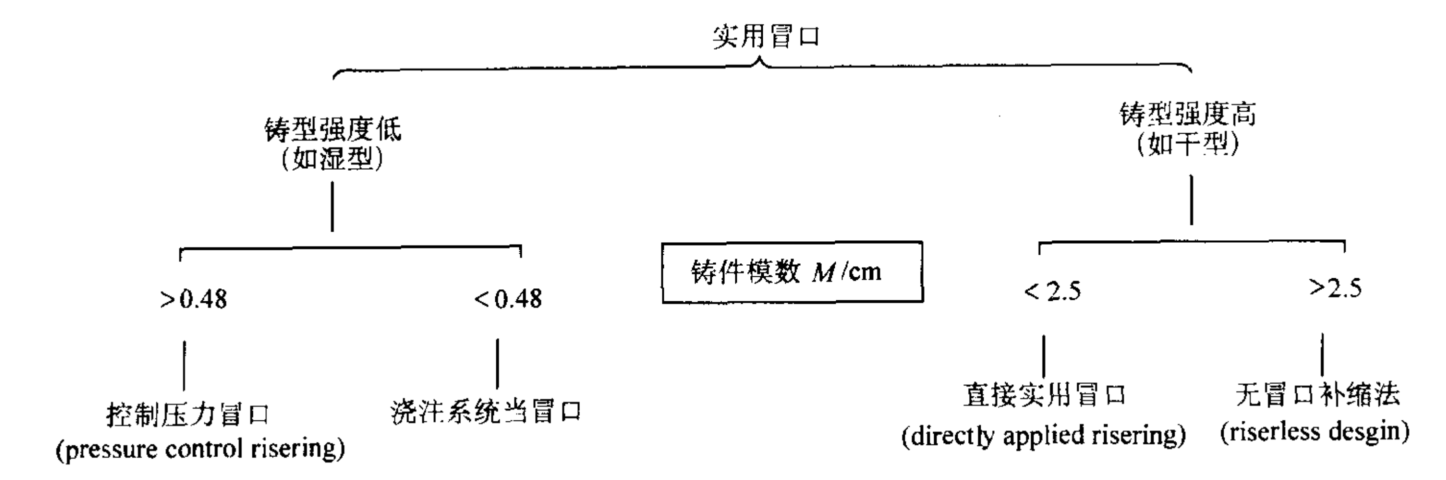
图 4.7-157　碳硅比（w（C）/w（Si））对球墨铸铁收缩缺陷的影响

ε_V—体收缩率；ε_L—线收缩率；λ—流动性（试样长度）

6.4.2 铸铁件的实用冒口设计

铸铁件的冒口（applied risering）设计法是让冒口和冒口颈先于铸件凝固，利用全部或部分的共晶膨胀量在铸件内部建立压力，实现自补缩，更有利于克服缩松缺陷。实用冒口的工艺出品率高，铸件质量好，成本低。它比通用冒口更实用。

实用冒口的种类及适用范围（以球墨铸铁为代表）如下所列。



(1) 直接实用冒口

1) 基本原理（包括浇注系统当冒口） 直接实用冒口又叫压力冒口，安放冒口是为了补给铸件的液态（一次）收缩，当液态收缩终止或体积膨胀开始时，让冒口颈及时冻结。在刚性好的高强度铸型内，铸铁的共晶膨胀形成内压，迫使液体流向缩孔、缩松形成之处，这样就可预防铸件于凝固期内部出现真空度，从而避免了缩孔、缩松缺陷。因此这种冒口又称为压力冒口。

图4.7-158示出：铸件模数大，则膨胀压力高。在同样模数下，球墨铸铁比灰铸铁的膨胀压力高。一个试验指出：强度很高的湿型，其抗压强度约为0.06 MPa，模数为1 cm的球墨铸铁件的膨胀内压就超过了其承压能力。对灰铸铁件，相应的模数为1.5 cm。对于一般湿型铸造而言，只有很薄的铸件，球墨铸铁件模数小于0.5 cm；灰铸铁件模数小于0.75 cm，才适宜采用浇注系统当冒口。为了避免铸件膨胀压力超过铸型的承压能力，而导致铸件胀大变形、产生缩松，要求采用干型、自硬型、V法等高强度铸型。

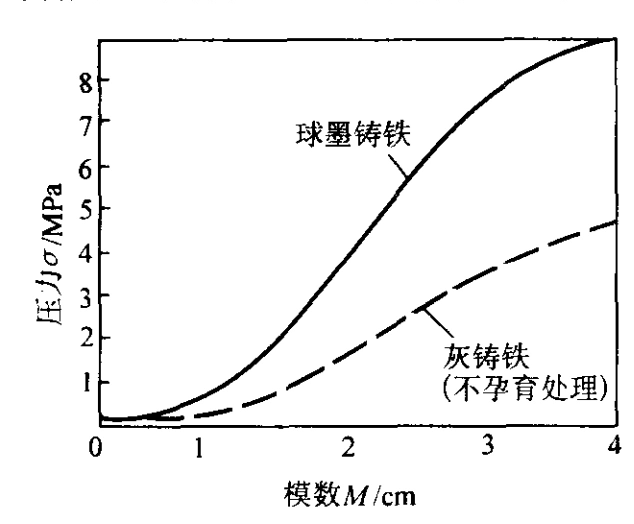


图4.7-158 铸铁膨胀压力和模数的近似关系

2) 冒口和冒口颈

① 冒口体积 在平衡状态下，近似地认为铸铁的共晶温度是1 150℃。对于共晶成分的铁液，从浇注温度 t_p 冷却到共晶温度的体收缩率 ε_L，可用下式表示

$$\varepsilon_L = \alpha_L(t_p - 1\ 150) = (90 + 30\times4.3)(t_p - 1\ 150)\times10^{-6} \qquad (4.7\text{-}71)$$

对于碳当量CE=3.6%的低碳铸铁，共晶前设先析出约30%（体积分数）的奥氏体，铁液向奥氏体转变的体收缩率为3%，这样就增加了30%×3%=0.9%的体收缩率。从浇注温度（t_p）冷却到共晶温度的液态体收缩率依下式计算：

$$\varepsilon_L = (90 + 30\times3.6)(t_p - 1\ 150)\times10^{-6} + 0.9\times10^{-2} \qquad (4.7\text{-}72)$$

用上面二式得出的铸铁液态收缩率 ε_L 和浇注温度 t_p、碳当量CE的关系如图4.7-159所示。此图所提供的数据是平衡状态的，而生产中不会出现平衡状态，铁液中的石墨质点，实际上在液态就存在并长大，发生体积膨胀；其次，在充型期间，铸件表层会形成薄的固体层，也会导致共晶膨胀。另一方面，随着冷却速度加快，会有大量初生奥氏体析出，从而加大了液态收缩。实际所需的补缩铁液量见图4.7-166。

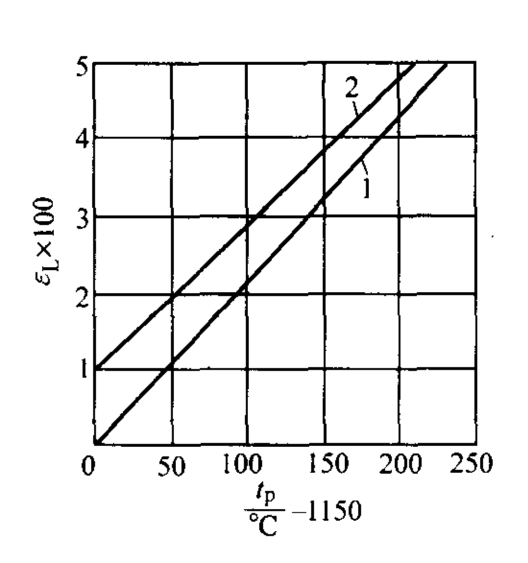


图4.7-159 铸铁的 $\varepsilon_L - t_p$ 曲线

1—CE=4.3%；2—CE=3.6%

冒口体积比铸件所需补缩的铁液量要大些。特别要注意：冒口的有效体积是高于铸件最高点水平面的那部分冒口体积，只有这部分铁液才能对铸件进行补缩。

为了更好地发挥直接实用冒口的补缩作用，推荐采用大气压力冒口的形式，在冒口顶部放置大气压力砂芯或造型时做出锥顶砂。

② 冒口颈的计算 原则是：铸件液态收缩结束或共晶膨胀开始时刻，使冒口颈及时冻结。为计算简便，设铸件形体简单，只有一个模数 M_s。由浇注温度冷却到共晶温度（1 150℃），铸件金属释放的热量 Q 为

$$Q = V\rho c(t_p - 1\ 150℃) \qquad (4.7\text{-}73)$$

等式两端除以铸件表面积 A，得单位表面积的热流：

$$Q/A = M_s\rho c(t_p - 1\ 150℃) \qquad (4.7\text{-}74)$$

与此同时，冒口颈由浇注温度冷却到共晶温度完全凝固，通过单位表面积的热流为

$$Q_n/A_n = M_n\rho[c(t_p - 1\ 150℃) + L] \qquad (4.7\text{-}75)$$

在砂型中只要冒口和铸件四周所用型砂相同，可以认为 $Q/A = Q_n/A_n$，于是有

$$M_p\rho(t_p - 1\ 150℃) = M_n\rho[c(t_p - 1\ 150℃) + L] \qquad (4.7\text{-}76)$$

由此导出冒口颈的模数 M_n 的计算公式

$$M_n = M_s\frac{t_p - 1\ 150}{t_p - 1\ 150 + \frac{L}{c}} \qquad (4.7\text{-}77)$$

式中，M_n 为冒口颈模数；M_s 为铸件的"关键"模数（significant modulus），是计算冒口时起决定作用的模数，具体判定方法见下面文字；ρ 为铁液密度，约为7 g/cm³；c 为铁液比热容，0.835 J/（g·K）；L 为铸铁的熔化热（或结晶潜热），209 J/g；t_p 为浇注温度，精确地说，应是浇注后型内铁液的平均温度，℃。

为了切合实际和便于应用，把式（4.7-77）修正成图4.7-160。修正的原因是考虑到浇注时的温度损失和因铸件外壳的薄层凝结的热损失。用图4.7-160查出的冒口颈模数比

用公式（4.7-77）计算的值略大。

对于形状简单的铸件，关键模数容易确定。对于复杂铸件，判断哪一部分作为关键部分就比较困难了。这时应绘制模数——体积份额图（见图 4.7-161），这可有助于判定关键部分。关键部分应满足的条件是：它本身的体积膨胀量能抵偿所有更厚部分的液态收缩量，直到比它厚的部分开始膨胀为止。关键部分的膨胀和比它厚的部分的液态收缩只有同时发生，且是相互关连的，才可能相互抵偿。这也表示，更厚的部分也可以满足关键部分的要求。例如，图 4.7-161a）为一阶梯形板件或杆件的模数——体积份额图，凝固次序是 1、2、3、4、5。若 1 部分所释放的膨胀量足以抵偿 2、3、4、5 的部分因降温所引起的液态体积收缩量，则铸件内部不会出现真空和缩孔。这种状况能持续到 2 部分膨胀开始，则判定 1 部分为关键部分。同理，若 2、3、4 部分都符合关键部分要求，那么以 1 部分的模数当作关键模数，记为 M_s，最为合理。因所需冒口和冒口颈的模数最小。冒口只需补偿 M_s 部分共晶之前的铸件液态收缩体积。这样就最大限度地利用了体积膨胀。当然，也可用比 M_s 大的任何一部分的模数作为关键模数，但冒口要较前者大。

图 4.7-161b）所示铸件应安放 3 个冒口（或冒口颈），且把冒口（颈）设在 1、3（或 4）、6 部分上。

由于压力冒口只补给铸件的液态收缩，有效补缩距离是无限的，因此用一个冒口可以带两个或更多模数不等的冒口颈。冒口颈的位置，可选在最关键部分或更厚的任何部分上。冒口设在最高部位能节约金属。

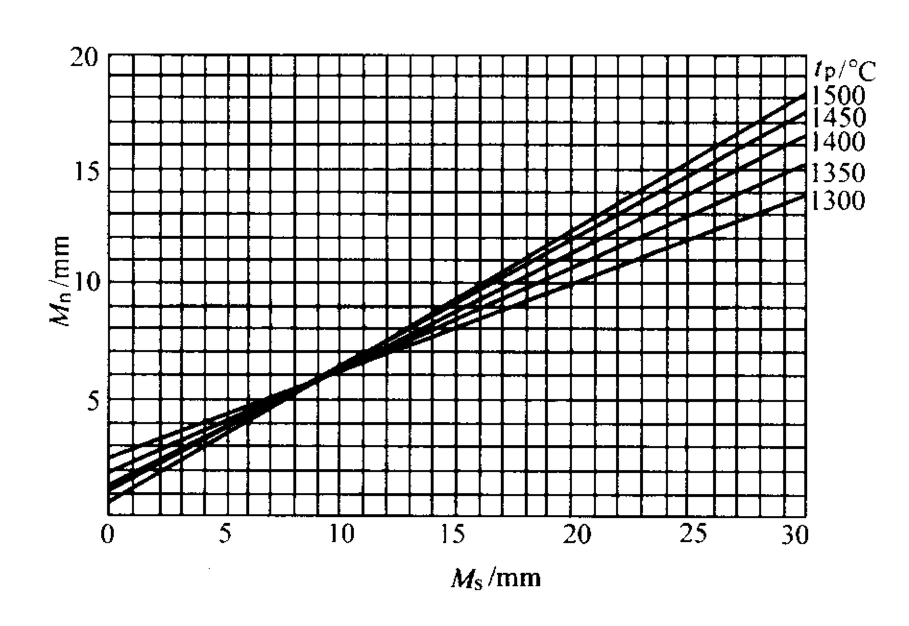


图 4.7-160　直接实用冒口颈模数和 M_s 的关系

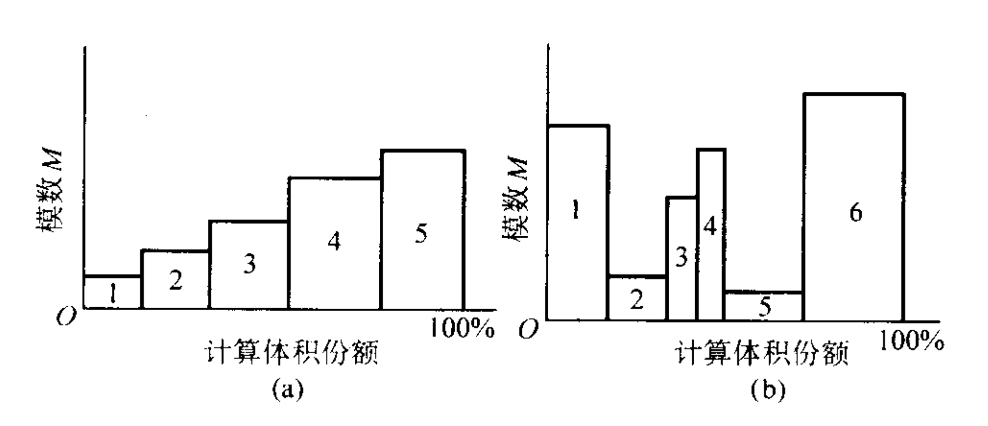


图 4.7-161　铸件的模数－体积份额图

3）用浇注系统当冒口　对于薄壁的铸铁件，冒口颈很小，可用浇注系统兼起直接实用冒口的作用，内浇道依冒口颈计算，超过铸件最高点水平面的浇口杯和直浇道部分实质上就是冒口。由于湿型的承压能力所限，确定球墨铸铁件的模数小于等于 0.5 cm 时，灰铸铁件模数小于 0.75 mm 时，适宜采用浇注系统当冒口。

理论上，所有铸件都能用浇注系统当冒口，但当铸件较厚时把冒口和浇口分开，工艺出品率将提高。

仍用图 4.7-160 确定冒口颈（内浇道）的模数。但要注意浇温的控制，太冷的铁液浇注后常会导致液态收缩缺陷——集中缩孔或表面缩凹。图 4.7-160 上的浇注温度代表浇注后型内的金属液温度。当浇注厚大件时，浇注温度和浇完后型内金属液温度并无太大差别；而浇注薄小件时，浇注温度和浇完时型内铁液温度有显著不同。因此，应以最低的浇注温度选择内浇道的模数。经验证明：球墨铸铁的薄小件中很少发现缩松，当用湿型时也如此。这与凝固时铸件截面上温度梯度大、更倾向于层状凝固方式有关。浇注系统当冒口的例子见图 4.7-162，球墨铸铁件的壁厚 9.5 mm，关键模数 0.475 cm，内浇道模数 0.4 cm，浇温 1 320℃。

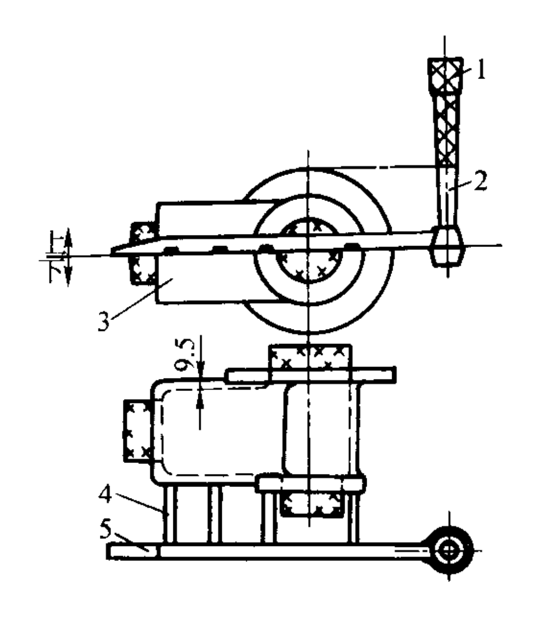


图 4.7-162　浇注系统当冒口（网线部分）
1—浇口杯；2—直浇道；3—铸件；
4—内浇道（冒口颈）；5—横浇道

4）压力冒口的优缺点　主要优点：

① 铸件工艺出品率高。

② 冒口位置便于选择，冒口颈可很长。

③ 冒口便于去除，清理费用少。

主要缺点：

① 要求铸型强度高。模数超过 0.5 cm 的球墨铸铁件，要求使用高强度铸型，如干型、自硬砂型和 V 法砂型等。

② 要求严格控制浇注温度范围，±25℃。保证冒口颈冻结时间准确。

③ 对于形状复杂的多模数铸件，关键模数不易确定。为了验证冒口颈是否正确，需要进行试验。

如果生产条件较好，铸件形状简单，或铸件批量大，能克服上述缺点，则应用直接实用冒口能获得较大的经济效益。

（2）控制压力冒口

1）基本原理　控制压力冒口适于在湿型中铸造 $M_c<$ 2.5 cm 的球墨铸铁件其示意图见图 4.7-163 所示。安放冒口补给铸件的液态收缩，在共晶膨胀初期冒口颈畅通，可使铸件内部铁液回填冒口以释放"压力"。控制回填程度使铸件内建立适中的内压用来克服二次收缩缺陷——缩松。从而达到既无缩孔、缩松，又能避免铸件胀大变形。这种冒口又叫"释压冒口"。

控制压力冒口的机理如图 4.7-164 所示。图中 B、C、D 三条比体积温度曲线分别代表三种铸件的体积变化。现以 D 曲线为例说明如下：C_s 段表示铸件二次收缩的大小。为克服二次收缩缺陷，须控制铁液的回填程度，使铸件内保留的共晶膨胀应大于 C_s。若向冒口的回填终止过早，即低于 Z 区下限，则铸件内保留的膨胀压力过大，超出了湿型的承载

(a) 浇注初　(b) 液态收缩　(c) 膨胀回填

图 4.7-163　控制压力冒口示意图

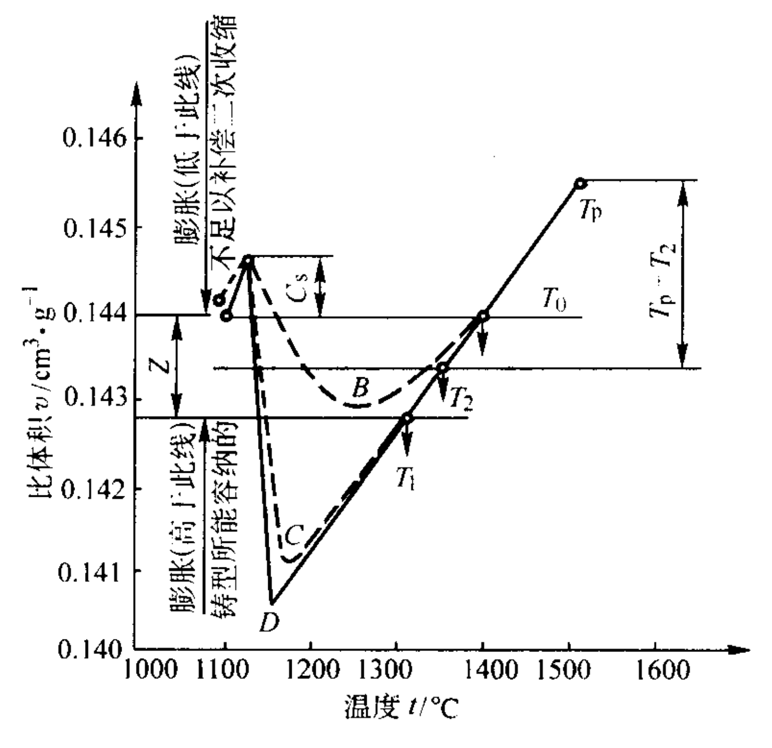


图 4.7-164　控制压力冒口机理

能力，会导致铸件胀大变形，而且内部可能有缩松存在；若回填终止过晚，高于 Z 区的上限，铸件保留的膨胀不足（$<C_s$），则不能消除二次收缩缺陷。因此，控制压力冒口就是要把铸件的保留膨胀量控制在（$C_s+Z/2$）$^{\pm Z/2}$的合适范围内，以（$C_s+Z/2$）为冒口回填的终止目标。

有三种控制方法：

① 冒口颈适时冻结。

② 用暗冒口的容积实现控制。暗冒口被回填满，即告终止。

③ 采用冒口颈尺寸和暗冒口容积的双重控制。

以上三种方法都有成功的实例，但比较起来，以第三种方法更经济可靠，推荐使用双重控制法。

明冒口只能用冒口颈尺寸来控制，浇注温度、冶金质量等因素的波动都可以使控制失败，因而不可靠；单用暗冒口容积控制时，须注意浇注温度不超过图 4.7-164 中的 T_0。浇温高于 T_0 时，由于液态收缩增大，暗冒口不能被回填满，无法建立内压力，也会导致控制失败。

双重控制法也应重视浇温和冶金质量，由于生产因素波动，当冒口先冻结时，会出现暗冒口未被回填满的情况。冶金质量好的铁液（见图 4.7-164 中的 B 曲线），二次收缩 C_s 小，扩大了 Z 区，并且不会使铸件胀大变形，容易实现压力控制。

2）设计方法

① 冒口和冒口颈　冒口模数 M_r 可按图 4.7-165 确定。试验表明，控制压力冒口的模数主要与铸件厚大部分的模数（M_s）和冶金质量有关。当冶金质量好时，取下限；反之则应取上限；平常情况下，应依两条曲线的中间点决定冒口模数。

冒口应靠近铸件厚大部位安置，以暗冒口为宜。依所确定的模数决定冒口尺寸，依冒口有效体积——高于铸件制高点水平面的冒口体积，大于铸件所需补缩体积（见图 4.7-166）加以校核。

采用短冒口颈。冒口颈的模数按下式确定

$$M_n = 0.67M_r \tag{4.7-78}$$

冒口颈的形状可选用圆形、正方形或矩形。

② 冒口的补缩距离　与传统冒口的补缩概念不同，控制压力冒口的补缩距离，不是表明由冒口把铁液输送到铸件的凝固部位，而是表明由凝固部位向冒口回填铁液，能输送多大距离。该距离与铁液冶金质量和铸件模数密切相关，如图 4.7-167 所示。冶金质量好，模数大，输送距离也大。输送距离达不到的部位，铸件内膨胀压力过高，将导致型壁塑性变形，使铸件胀大变形，内部却可能存在缩松。

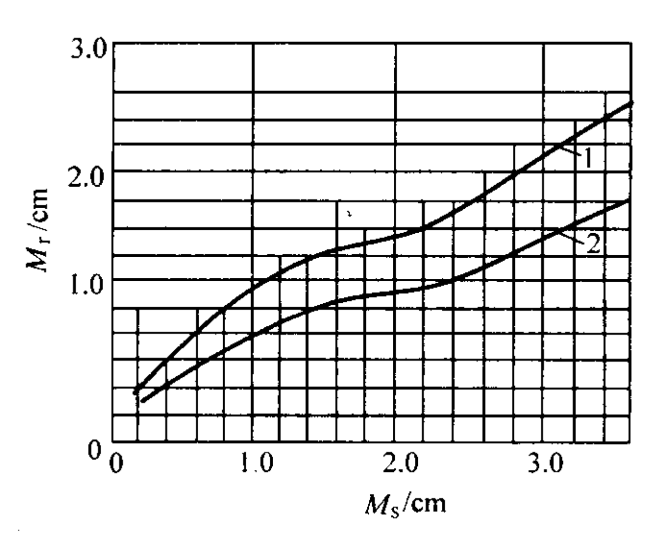


图 4.7-165　控制压力冒口的模数和铸件关键模数的关系

1—冶金质量差；2—冶金质量好

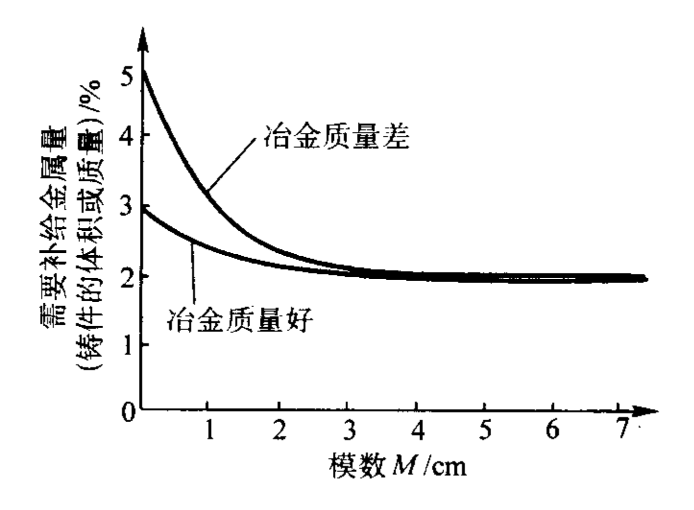


图 4.7-166　需要补缩金属量和铸件模数的关系

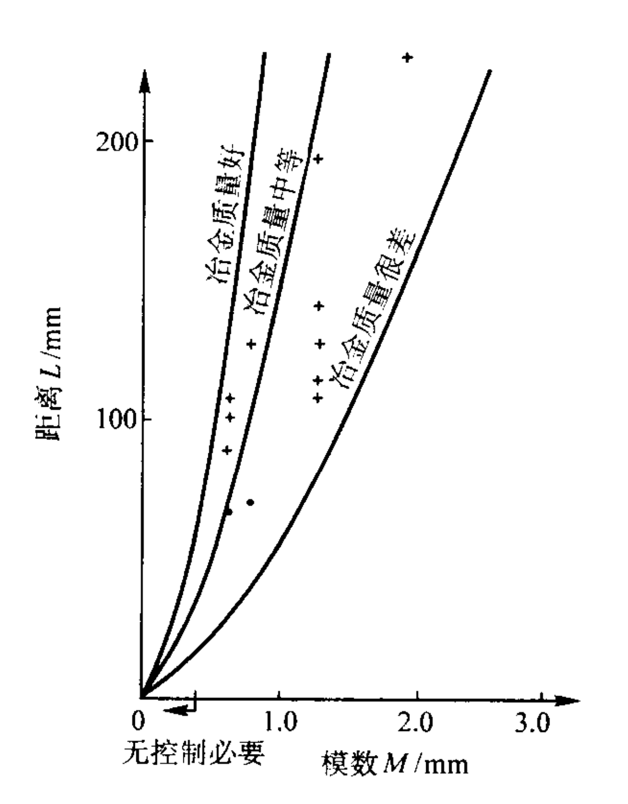


图 4.7-167　铁液输送距离和冶金质量及模数的关系

灰铸铁比球墨铸铁倾向于层状凝固，铁液输送距离较球墨铸铁大（见图 4.7-145）。

③ 冒口的位置和数目 冒口应安放在模数大的部位。复杂铸件可按铁液输送距离和模数－体积份额图决定冒口位置及数目。某铸件的模数－体积份额图如图4.7-168所示，需要2个冒口还是1个冒口？若分体2（M_2）和分体1（M_1），满足关系式（4.7-79），则可判定分体1可通过分体2把多余的铁液输送给安放在分体3上的冒口内，这时只需安放一个冒口即可；若不满足式（4.7-79），则应在1、3分体上分别安放冒口。

$$M_2/M_1 \geqslant 0.8 \qquad (4.7\text{-}79)$$

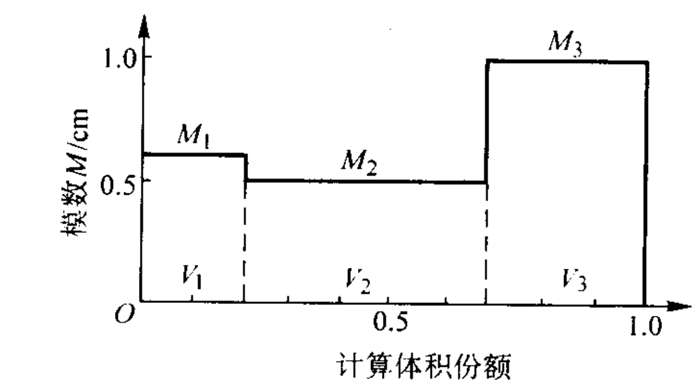


图4.7-168 某模数－体积份额图

3）其他经验

① 尽量采用内浇道通过边冒口的引入方式。

② 采用大气压力暗冒口为宜。

③ 采用扁薄内浇道，长度至少为厚度的4倍。要求浇注后迅速凝固，促使冒口中快速形成大缩孔，以便容纳回填铁液。

④ 要求快浇。

⑤ 宜高温浇注。要求浇温在（1 371～1 427）℃±25℃。

⑥ 希望采用冶金质量好的铁液。

⑦ 适用于湿砂中铸造模数 M_c = 0.48～2.5 cm 的球墨铸铁件，M_c = 0.75～2.0 cm 的灰铁件，要求铸型硬度应大于85。是应用最为广泛的冒口。

（3）无冒口补缩法的应用条件

无冒口铸造是令人感兴趣的高经济效益的方法，只要球墨铸铁冶金质量高，铸件模数大，采用低温浇注和坚固的铸型，就能保证浇入型内的铁液，从一开始就膨胀，从而避免了收缩缺陷——缩孔的可能性，因而无需冒口。尽管以后的共晶膨胀率较小，但因为模数大，即铸件壁厚大，仍可以得到很高的膨胀内压（高达5 MPa），在坚固的铸型内，足以克服二次收缩缺陷——缩松。从现代观点看，球墨铸铁件的无冒口铸造是一种可靠的方法，应大力提倡。在生产中要认真满足下列应用条件。

1）要求铁液的冶金质量好。

2）球墨铸铁件的平均模数应在2.5 cm以上。当铁液冶金质量非常好时，模数比2.5 cm小的铸件也能成功地应用无冒口工艺。

3）使用强度高、刚性大的铸型，可用干型、自硬砂型、水泥砂型、V法铸型等。上下箱之间要用机械法（螺栓、卡钩等）牢靠地锁紧。

4）低温浇注，浇注温度控制在1 300～1 350℃。

5）要求快浇，防止铸型顶部被过分地烘烤和减少膨胀的损失。

6）采用小的扁薄内浇道，分散引入金属。每个内浇道的断面积不超过15 mm×60 mm。希望尽早凝固，以促使铸件内部尽快建立压力。

7）设明出气孔，ϕ20 mm，相距1 m，均匀布置。

生产中容易出现工艺条件的某种偏差，为了更安全、可靠，可以采用一个小的顶暗冒口，重量不超过浇注重量的2%，通常称为安全小冒口。其作用仅是为弥补工艺条件的偏差，以防万一，当铁液呈现轻微的液态收缩时可以补给，避免铸件上表面凹陷。在膨胀期，它会被回填满。这仍属于无冒口补缩范畴。

实例如图4.7-169所示。铸件材质QT450－5，毛重3 070 kg，模数11.5 cm，两个压边冒口起安全小冒口作用。

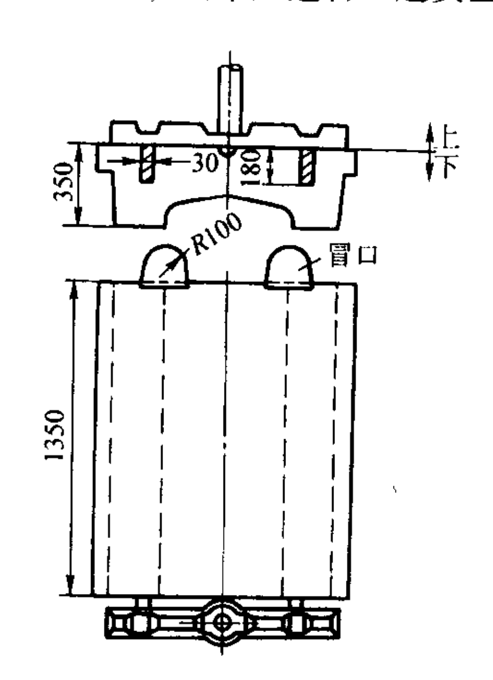


图4.7-169 某拖拉机前盖板下压模工艺简图

6.4.3 以均衡凝固为指导的收缩模数冒口设计法

（1）均衡凝固（proportional solidification）

铸铁液冷却时体积收缩，凝固时因析出石墨又发生体积膨胀，膨胀可以抵消一部分收缩。均衡凝固技术就是利用收缩和膨胀的动态叠加，采取工艺措施，使单位时间的收缩与补缩、收缩与膨胀按比例进行的一种凝固原则。铸铁件体积收缩与膨胀的叠加原理如图4.7-170所示。P点称为均衡点，对应着铸件收缩值正好等于膨胀值的时间，此时表观收缩为零，即为冒口补缩的中止时间。

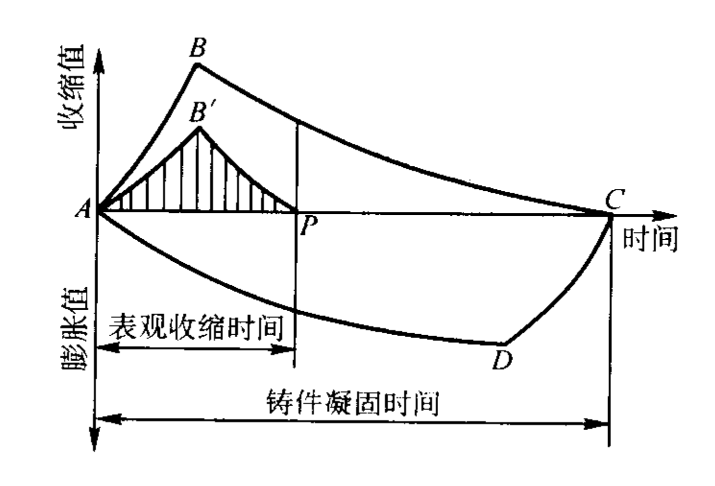


图4.7-170 铸铁件的体积收缩值和膨胀值叠加原理示意图

曲边三角形 ABC——铸件的总收缩，为液态收缩和凝固收缩之和

ADC——铸件的石墨化膨胀

$AB'P$——膨胀与收缩相抵的净结果，称为表观收缩，是铸件表现出来的收缩值

（2）收缩模数 M_s

定义为均衡点P点对应的模数，即凝固时间为AP的铸件模数，也就是收缩时间所对应的凝固模数。其物理意义在于用凝固模数这样一个几何特征量，反映了铸铁件的收缩时间，外部补缩持续作用时间，补缩通道畅通时间。

$$M_s = f_2 M_c \qquad (4.7\text{-}80)$$

式中，M_c为铸件模数；f_2为收缩模数系数，$f_2=\sqrt{\dfrac{AP}{AC}}$。式中$\dfrac{AP}{AC}=P_c$称为收缩时间分数，即$P_c$＝铸件收缩时间/铸件凝固时间。

（3）冒口模数 M_r

$$M_r = f_1 f_2 f_3 M_c \quad (4.7\text{-}81)$$

式中，M_r、M_c 为冒口、铸件的模数；f_1 为冒口平衡系数，为冒口原始模数与残余模数之比；f_2 为收缩模数系数，$f_2 = \sqrt{P_c} = \sqrt{\frac{AP}{PC}}$，$f_2$ 和铸件模数、质量、周界商有关；f_3 为冒口压力系数，$f_3 = 1.1 \sim 1.5$。

(4) 冒口颈模数 M_n

理论上 M_n 应等于铸铁件的收缩模数 M_s。但因采用短、薄、宽的冒口颈，考虑到冒口和铸件对冒口颈凝固的热影响，铁液流经冒口颈时的流通热效应，冒口颈的凝固时间会延长，约为其几何模数所达到的凝固时间的 2 ~ 4 倍。因此有

$$M_n = f_P f_4 M_s = f_P f_2 f_4 M_c \quad (4.7\text{-}82)$$

式中，M_n 为考虑流通热效应后的冒口颈模数；f_P 为流通效益系数，对热冒口取 0.45 ~ 0.55；冷冒口取 0.55 ~ 0.80；f_4 为冒口颈长度系数。

把铸型条件、冶金质量、浇注温度、浇注时间作为基本生产条件考虑，球墨铸铁件的收缩时间分数 P_c、补缩率 F_c 随凝固模数 M_c、质量周界商 Q_m 变化的三维分布图如图 4.7-171 所示。

其回归统计模型如下：

$$P_c = \frac{1.0}{e^{(0.65M_c + 0.01Q_m)}} \quad (4.7\text{-}83)$$

$$F_c = \frac{8.0}{e^{(0.25M_c + 0.01Q_m)}}\ (\%) \quad (4.7\text{-}84)$$

球墨铸铁件收缩法冒口设计系数表见表 4.7-126。

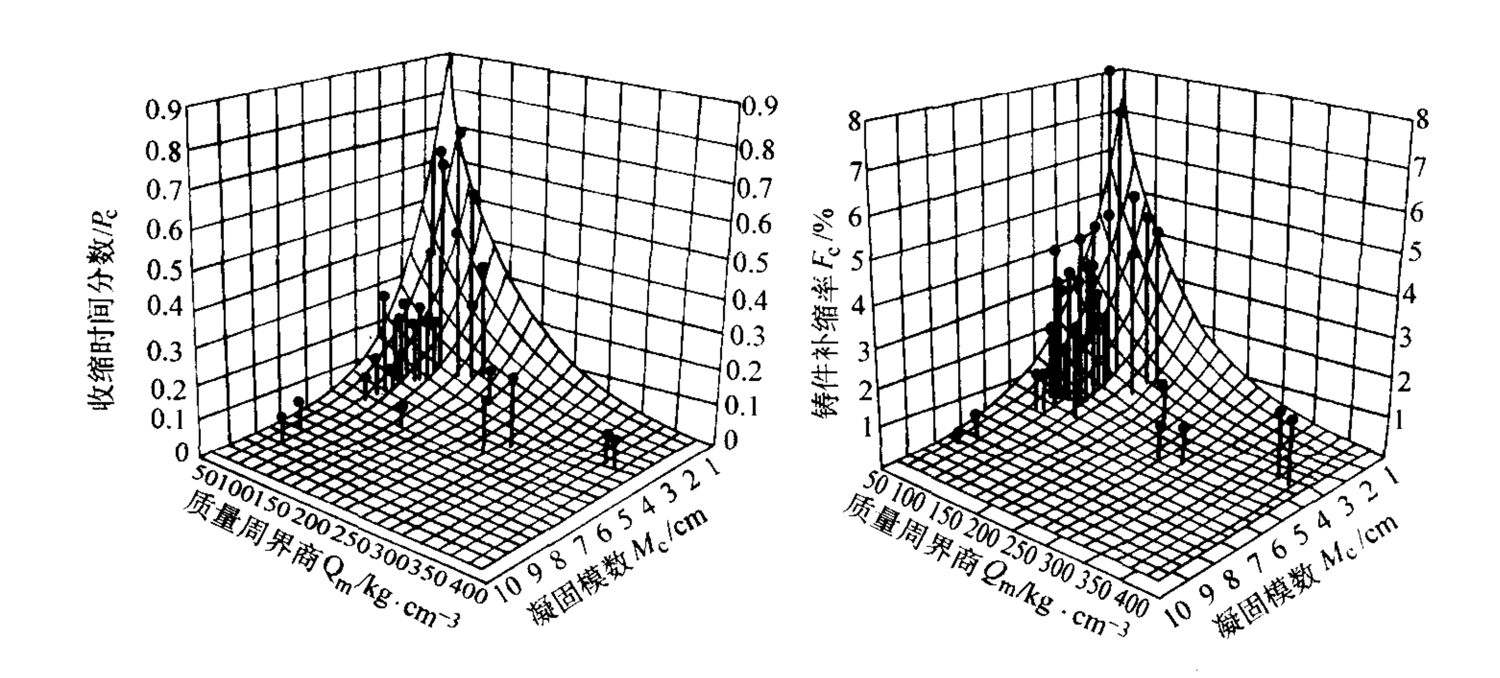


图 4.7-171　球墨铸铁件收缩时间分数 P_c、补缩 F_c 随凝固模数 M_c、质量周界商 Q 的三维分布图

P_c—铸件收缩时间/铸件凝固时间；F_c—外部补缩量体积/铸件总体积 × 100%；Q_m—铸铁件质量/M_c^3，kg/cm^3；M_c—铸件蓄热体积/铸件有效散热表面积，cm

表 4.7-126　球墨铸铁件收缩模数法冒口设计参数表

铸件模数 M_c/cm	质量周界商 Q_m/kg·cm^{-3}	冒口平衡系数 f_1	收缩模数系数 f_2	冒口压力系数 f_3	收缩模数 M_s/cm	冒口颈模数 M_n/cm	冒口模数 M_r/cm
0.5	2	1.11	0.84	1.1	0.42	0.15 ~ 0.21	0.51
	5	1.18	0.83	1.2	0.41	0.15 ~ 0.21	0.59
	10	1.26	0.81	1.3	0.40	0.14 ~ 0.20	0.66
	20	1.42	0.77	1.3	0.38	0.13 ~ 0.19	0.71
	40	1.59	0.70	1.4	0.35	0.12 ~ 0.17	0.78
	60	1.70	0.63	1.5	0.31	0.11 ~ 0.16	0.80
	80	1.86	0.57	1.5	0.28	0.11 ~ 0.14	0.80
1.0	2	1.13	0.72	1.1	0.72	0.25 ~ 0.36	0.89
	5	1.22	0.70	1.2	0.70	0.25 ~ 0.35	1.03
	10	1.30	0.69	1.3	0.69	0.24 ~ 0.34	1.16
	20	1.49	0.65	1.3	0.65	0.23 ~ 0.33	1.26
	40	1.68	0.59	1.4	0.59	0.21 ~ 0.30	1.26
	60	1.80	0.54	1.5	0.54	0.19 ~ 0.27	1.44
	80	1.97	0.48	1.5	0.48	0.17 ~ 0.24	1.43

续表 4.7-126

铸件模数 M_c/cm	质量周界商 Q_m/kg·cm^{-3}	冒口平衡系数 f_1	收缩模数系数 f_2	冒口压力系数 f_3	收缩模数 M_s/cm	冒口颈模数 M_n/cm	冒口模数 M_r/cm
1.5	2	1.15	0.61	1.1	0.91	0.32 ~ 0.46	1.16
	5	1.26	0.60	1.2	0.90	0.31 ~ 0.45	1.36
	10	1.35	0.58	1.3	0.88	0.31 ~ 0.44	1.54
	20	1.56	0.56	1.3	0.83	0.29 ~ 0.42	1.69
	40	1.77	0.50	1.4	0.75	0.26 ~ 0.38	1.87
	60	1.90	0.45	1.5	0.68	0.24 ~ 0.34	1.95
	80	2.10	0.41	1.5	0.62	0.22 ~ 0.31	1.94
2.0	2	1.19	0.52	1.1	1.03	0.36 ~ 0.52	1.35
	5	1.30	0.51	1.2	1.02	0.36 ~ 0.51	1.59
	10	1.41	0.50	1.3	0.99	0.35 ~ 0.50	1.83
	20	1.64	0.47	1.3	0.94	0.33 ~ 0.47	2.02
	40	1.87	3.43	1.4	0.85	0.30 ~ 0.43	2.24
	60	2.02	0.39	1.5	0.77	0.27 ~ 0.39	2.34
	80	2.23	0.35	1.5	0.70	0.24 ~ 0.35	2.34
2.5	2	1.22	0.44	1.1	1.10	0.38 ~ 0.55	1.48
	5	1.35	0.43	1.2	1.08	0.38 ~ 0.54	1.76
	10	1.48	0.42	1.3	1.06	0.37 ~ 0.53	2.03
	20	1.73	0.40	1.3	1.00	0.35 ~ 0.50	2.26
	40	1.99	0.36	1.4	0.91	0.32 ~ 0.45	2.53
	60	2.14	0.33	1.5	0.82	0.29 ~ 0.41	2.64
	80	2.37	0.30	1.5	0.74	0.26 ~ 0.37	2.65

(5) 灰铸铁件收缩模数法的冒口设计参数

灰铸铁件的收缩时间分数 P_c 和补缩率 F_c 回归统计模型如下：

$$P_c = \frac{1.0}{e^{(0.5M_c + 0.01Q_m)}} \tag{4.7-85}$$

$$F_c = \frac{0.65}{e^{(0.25M_c + 0.01Q_m)}}(\%) \tag{4.7-86}$$

灰铸铁件冒口压力系数 f_3 见表 4.7-127，冒口颈长度系数 f_4 见表 4.7-128，收缩模数法灰铸铁件冒口设计参数见表 4.7-129。

表 4.7-127 灰铸铁件冒口压力系数 f_3

Q_m/kg·cm^{-3}	<2	2 ~ 5	5 ~ 20	20 ~ 50	>50
f_3	1.1	1.2	1.3	1.4	1.5

表 4.7-128 冒口颈长度系数 f_4（推荐值）

冒口颈长度/mm	<10	10 ~ 20	20 ~ 30	30 ~ 40
f_4	0.8	0.9	1.1	1.4

表 4.7-129 灰铸铁件收缩模数法冒口设计参数（适用于热冒口）

铸件模数 M_c/cm	质量周界商 Q_m/kg·cm^{-3}	冒口平衡系数 f_1	收缩模数系数 f_2	冒口压力系数 f_3	收缩模数 M_s/cm	冒口颈模数 M_n/cm	冒口模数 M_r/cm
0.5	2	1.09	0.87	1.1	0.44	0.15 ~ 0.22	0.52
	5	1.16	0.86	1.2	0.43	0.15 ~ 0.22	0.60
	10	1.22	0.84	1.3	0.42	0.15 ~ 0.21	0.67
	20	1.37	1.80	1.3	0.40	0.14 ~ 0.20	0.71
	40	1.53	0.72	1.4	0.36	0.13 ~ 0.18	0.77
	60	1.63	0.65	1.5	0.33	0.11 ~ 0.16	0.80
	80	1.78	0.59	1.5	0.30	0.10 ~ 0.15	0.79
1.0	2	1.11	0.77	1.1	0.77	0.27 ~ 0.39	0.94
	5	1.19	0.78	1.2	0.76	0.27 ~ 0.38	1.08
	10	1.27	0.74	1.3	0.74	0.26 ~ 0.37	1.22
	20	1.44	0.70	1.3	0.70	0.25 ~ 0.35	1.32
	40	1.61	0.64	1.4	0.64	0.22 ~ 0.32	1.41
	60	1.72	0.58	1.5	0.58	0.20 ~ 0.29	1.19
	80	1.89	0.52	1.5	0.52	0.18 ~ 0.26	1.48

续表 4.7-129

铸件模数 M_c/cm	质量周界商 Q_m/kg·cm^{-3}	冒口平衡系数 f_1	收缩模数系数 f_2	冒口压力系数 f_3	收缩模数 M_s/cm	冒口颈模数 M_n/cm	冒口模数 M_r/cm
1.5	2	1.14	0.68	1.1	1.02	0.36 ~ 0.51	1.27
	5	1.23	0.67	1.2	1.01	0.35 ~ 0.50	1.48
	10	1.32	0.65	1.3	0.98	0.34 ~ 0.49	1.68
	20	1.51	0.62	1.3	0.93	0.33 ~ 0.47	1.83
	40	1.70	0.56	1.4	0.84	0.30 ~ 0.42	2.01
	60	1.83	0.51	1.5	0.76	0.27 ~ 0.38	2.09
	80	2.01	0.46	1.5	0.69	0.24 ~ 0.30	2.08
2.0	2	1.17	0.60	1.1	1.20	0.40 ~ 0.60	1.54
	5	1.27	0.59	1.2	1.18	0.41 ~ 0.59	1.80
	10	1.37	0.58	1.3	1.15	0.40 ~ 0.58	2.06
	20	1.59	0.55	1.3	1.10	0.38 ~ 0.50	2.27
	40	1.81	0.50	1.4	0.99	0.35 ~ 0.50	2.51
	60	1.94	0.45	1.4	0.90	0.31 ~ 0.45	2.62
	80	2.14	0.41	1.5	0.81	0.28 ~ 0.41	2.61
2.5	2	1.20	0.53	1.1	1.32	0.46 ~ 0.22	1.75
	5	1.32	0.52	1.2	1.31	0.46 ~ 0.65	2.07
	10	1.44	0.51	1.3	1.27	0.45 ~ 0.64	2.24
	20	1.68	0.48	1.3	1.21	0.42 ~ 0.61	2.38
	40	1.92	0.44	1.4	1.10	0.38 ~ 0.55	2.94
	60	2.07	0.40	1.5	0.99	0.35 ~ 0.50	3.07
	80	2.28	0.36	1.5	0.90	0.31 ~ 0.45	3.07

6.4.4 经验法

(1) 铸铁件分段比例法

根据铸件结构特征，按疏密、厚薄、大小对铸件结构进行划分，见表 4.7-130 ~ 表 4.7-132 比例法，简单直观，生产中广泛应用。

表 4.7-130 铸件大小的界定

重量 G/kg	<10	10 ~ 50	50 ~ 100	100 ~ 500	>500
铸件大小	小件	中小件	中件	中大件	大件
	小件		中件		

表 4.7-131 铸件厚薄的界定

凝固模数 M_c/cm	<0.4	0.4 ~ 1.0	1.0 ~ 2.0	2.0 ~ 3.0	>3.0
铸件厚薄	薄壁	中等厚壁	较厚壁	厚壁	大厚壁

1) 分段比例　小件 $D_r=(1.2\sim2.0)\delta_c$；$H_r=(1.0\sim1.5)D_r$

中件 $D_r=(1.0\sim1.2)\delta_c$；$H_r=(1.2\sim1.8)D_r$

大件 $D_r=(0.6\sim1.0)\delta_c$；$H_r=(1.5\sim2.0)D_r$

式中，D_r 为冒口直径或冒口内切圆直径；H_r 为冒口体高度；δ_r 为铸件壁厚或热节圆直径。

表 4.7-132 铸件结构疏密的界定

质量周界商 Q_m/kg·cm^{-3}	<2	2 ~ 5	5 ~ 20	>20
铸件结构疏密	密实体	均匀密实体	均匀稀疏体	稀疏体

注：稀疏体：壁厚均匀，以大平板结构为主要特征的铸件，如箱体、衬板及环套等。

均匀稀疏体：壁厚较均匀、大平板结构所占比例较大的铸件，如支架、床身等。

均匀密实体：壁厚不均匀，形状简单，以杆、块结构为主的铸件，厚壁、次厚壁所占比例较大的铸件，如连杆、曲轴等。

密实体：形状简单，以球、圆柱、立方体结构为主的铸件，厚壁部分所占比例大，如磨球、阀体、磨盘等类铸件。

比例系数还要根据铸件质量周界商的大小调整，稀疏体铸件比例系数取上限，密实体铸件比例系数取下限。

2) 冒口尺寸系列　耳冒口、热耳冒口、飞边冒口，热飞边冒口、压边冒口、压边浇冒口、热侧冒口、鸭嘴冒口和顶缩冒口等尺寸系列见图 4.7-172 表 4.7-133。

(2) 铸铁件冒口标准化系列参考标准（见表 4.7-134 ~ 表 4.7-137）

(3) 生产中冒口设计的应用表格（见表 4.7-138 ~ 表 4.7-141）

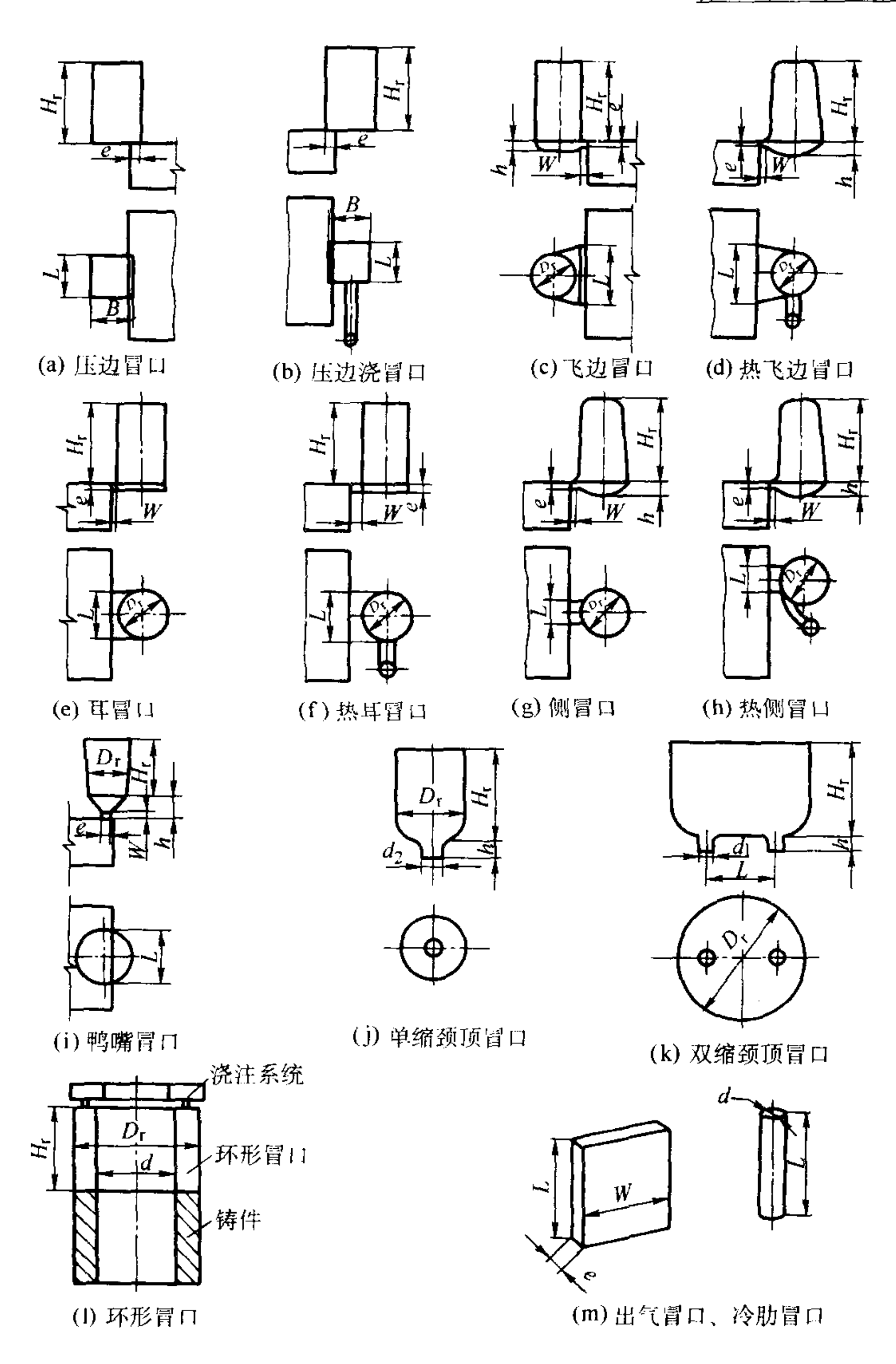


图 4.7-172 铸铁件推荐冒口类型及结构参考

e、h、W、H_r、L、B、D_r 等参数见表 4.7-133

表 4.7-133 铸铁件分段比例法冒口设计

冒口类型	壁别	$D_r = K\delta$			$H_r = K_1 D_r$	h/mm	e/mm	W/mm	$L = K_2 D_r$
		K							
		大件	中件	小件	K_1				K_2
耳冒口	薄壁、稀疏 厚壁、密实	1.0~2.0 0.6~1.0	1.0~2.0 1.0~1.5	—	1.8~2.0		8~12 12~15 15~20	5~10 10~15 15~25	0.8~1.5
热耳冒口	薄壁、稀疏 厚壁、密实	— —	1.0~1.5	1.2~2.0 1.0~1.2	1.5		3~5 5~7 7~10	3~5 5~10 10~15	0.8~1.2
飞边冒口	薄壁、稀疏 厚壁、密实	1.0~2.0 0.6~1.0	1.5~2.5 1.0~1.5	—	1.5~2.0	$D_r/2 \sim D_r/4$	5~8 8~10 10~15	5~10 10~15 15~25	1.0~2.0
热飞边冒口	薄壁、稀疏 厚壁、密实	— —	1.0~1.5 —	1.5~3.0 1.0~1.5	1.2~1.5	$D_r/2 \sim D_r/3$	2~4 4~7 7~10	3~5 5~8 8~12	1.0~1.5

续表 4.7-133

冒口类型	壁别	$D_r = K\delta$			$H_r = K_1 D_r$	h/mm	e/mm	W/mm	$L = K_2 D_r$
		K							
		大件	中件	小件	K_1				K_2
鸭嘴冒口	薄壁、稀疏 厚壁、密实	1.0~2.0 0.6~1.0	— 1.0~1.5	— —	1.5~2.0	15~30	5~8 8~10 10~15	5~10 10~15 15~20	0.8~1.0
压边冒口	薄壁、稀疏 厚壁、密实	1.0~1.2 —	1~2 —		1.5~2.0	B=(0.8~1.0)L	5~8 8~12		L 80~120 120~180 180~250
压边浇冒口	薄壁、稀疏 厚壁、密实	— —	1.0~1.2	1.0~1.5 1.0~1.2	1.0~1.5	B=(0.8~1.0)L	3~4 4~6 6~8		50~100 100~150 150
热侧冒口	薄壁、稀疏 厚壁、密实	— —	— 1.0~1.5	1.5~2.0 1.0~1.5	1.2~1.5	$D_R/2 \sim D_R/4$	15 20 20	15~20 20~25 25~30	10 10 15
顶缩颈冒口	厚壁、稀疏	1.0~2.0	1.0~1.5	—	1.5~2.0	25 30 35	双缩颈冒口颈 $d_1 = 0.5D_r$ 鸭嘴冒口颈 $e = 0.25D_r$ 单缩颈冒口颈 $d_2 = 0.55D_r$		

注：1. 冒口结构参数 D_r、H_r、h、e、W、L 的含义见图 4.7-172。
2. 当冒口体为方形结构时，D 为其内切圆直径。
3. 当耳冒口或飞边冒口为溢流冒口时，K_2 取上限。
4. 表中数据格内"—"短线表示不推荐使用。
5. 顶缩颈冒口不推荐热冒口形式。
6. 球墨铸铁、高牌号灰铸铁 K、e 取中上限值，W 取中下限值。

表 4.7-134 机床类铸件的系列冒口尺寸 mm

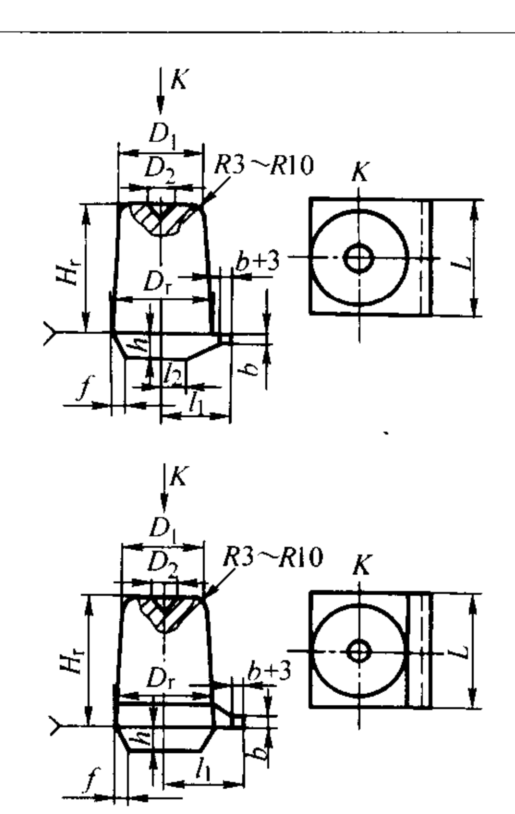
类型	侧冒口
冒口颈在上型	(图)
冒口颈在下型	(图)

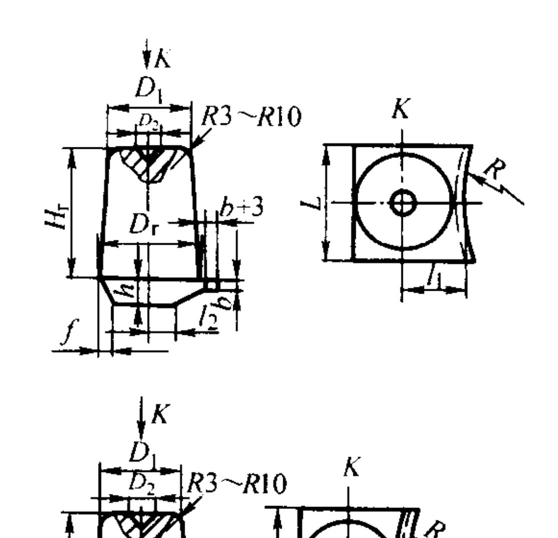
编号	D_r	H_r	D_1	D_2	l	f	a	b	h	a_1	b_1	h_1	G/kg	M_r/cm	M_n/cm
暗1	40	60	35	10	35	4	15	13	14	22	20	10	0.6	0.75	0.35
暗2	50	75	45	12	40	5	19	16	17	27	25	12	1.1	0.75	0.35
暗3	60	90	50	15	45	6	23	19	21	33	30	15	1.9	1.1	0.58

续表 4.7-134

编号	D_r	H_r	D_1	D_2	l	f	a	b	h	a_1	b_1	h_1	G/kg	M_r/cm	M_n/cm
暗 4	70	105	60	17	55	7	27	23	25	38	35	17	3.0	1.3	0.26
暗 5	80	120	70	20	60	8	30	26	28	43	40	20	4.6	1.5	0.70
暗 6	90	135	75	23	65	9	34	30	32	48	45	23	6.5	1.65	0.80
暗 7	100	150	85	25	75	10	38	32	35	54	50	25	8.5	1.85	0.87
暗 8	120	170	105	30	85	12	46	38	42	65	60	30	14.1	2.22	1.05
暗 9	140	190	120	35	95	14	53	45	49	76	70	35	22.0	2.56	1.22
暗 10	160	210	140	40	110	16	61	51	56	88	80	40	31.7	2.93	1.40
暗 11	180	230	160	45	120	18	68	58	63	99	90	45	46.0	3.30	1.57
暗 12	200	250	180	50	130	20	76	64	70	110	100	50	62.0	3.66	1.75

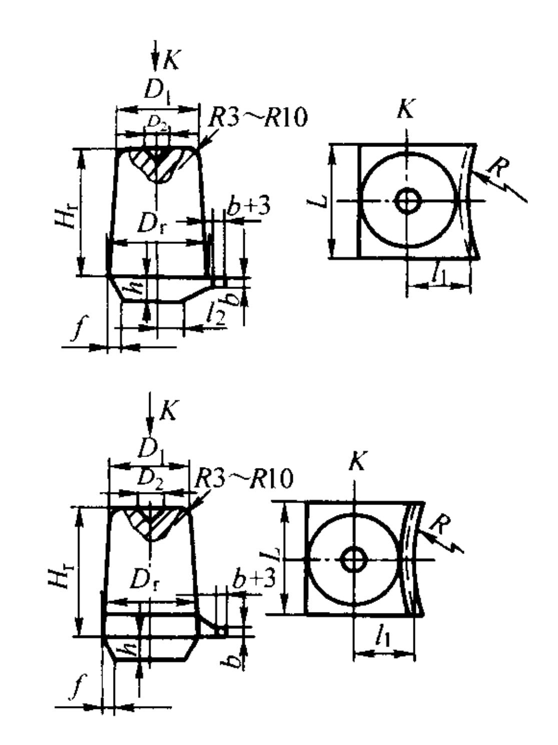
飞 边 冒 口





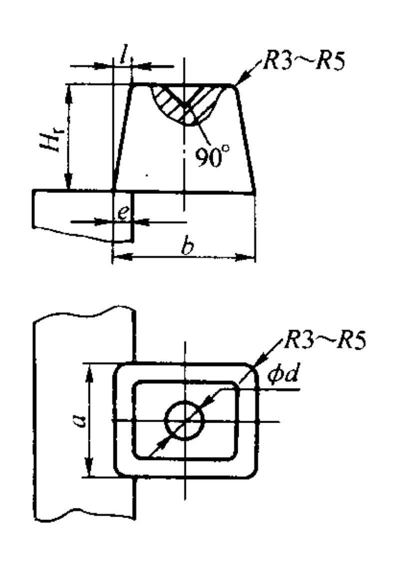
编　号	D_r	H_r	D_1	D_2	l_1	l_2	f	b	h	G/kg	M_r/cm	M_n/cm
飞 1	40	60	35	10	35	12	2	5	16	0.6	0.75	0.25
飞 2	50	75	45	12	40	15	3	6	20	1.1	0.95	0.30
飞 3	60	90	50	15	50	18	4	7	24	1.9	1.1	0.35
飞 4	70	105	60	17	55	21	5	8	28	3.0	1.3	0.40
飞 5	80	120	70	20	65	24	6	9	32	4.6	1.5	0.45
飞 6	90	135	75	23	70	27	7	10	36	7.1	1.65	0.50
飞 7	100	150	85	25	80	30	8	11	40	8.8	1.85	0.55
飞 8	120	170	105	30	90	36	9	12	46	14.1	2.22	0.60
飞 9	140	190	120	35	105	42	10	13	52	22.1	2.56	0.65
飞 10	160	210	140	40	115	48	11	14	58	30.9	2.93	0.70
飞 11	180	230	160	45	130	54	12	15	64	46.0	3.30	0.75
飞 12	200	250	180	50	140	60	13	16	70	62.0	3.66	0.80

续表 4.7-134



R—与铸件配合随形制作										
编号	D_r	H_r	D_1	D_2	l	L	b	G/kg	M_r/cm	M_n/cm
耳 1	40	60	35	10	25	60	7	0.5	0.7	0.35
耳 2	50	75	45	12	30	75	8	1.0	0.9	0.4
耳 3	60	90	50	15	35	90	9	1.9	1.1	0.45
耳 4	70	105	60	17	45	105	10	2.8	1.3	0.5
耳 5	80	120	70	20	50	120	11	4.1	1.5	0.55
耳 6	90	140	85	25	60	150	12	6.1	1.7	0.6
耳 7	100	160	95	30	75	180	13	7.9	1.9	0.65
耳 8	120	180	105	35	85	210	14	12.3	2.2	0.7
耳 9	140	200	125	40	95	240	15	19.5	2.5	0.75
耳 10	160	225	145	45	110	270	16	28.3	2.9	0.8
耳 11	180	250	160	50	120	300	17	39.8	3.2	0.85
耳 12	200	270	280	55	130	330	18	54.8	3.6	0.9

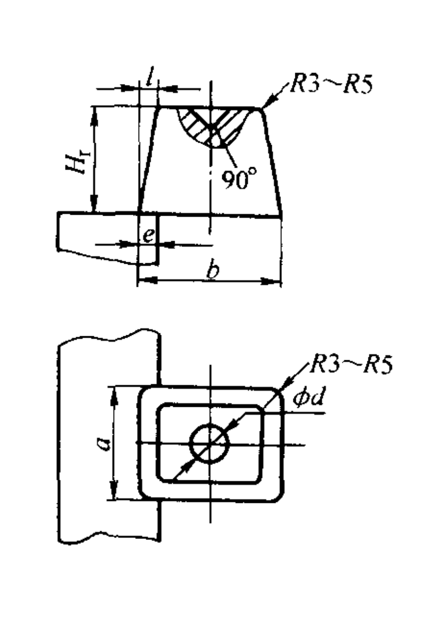
顶缩颈冒口和鸭嘴冒口



续表 4.7-134

编号	D_r	d	h	M_n/cm	$H_r=100$		$H_r=200$		$H_r=300$		$H_r=400$	
					M_r/cm	G/kg	M_r/cm	G/kg	M_r/cm	G/kg	M_r/cm	G/kg
圆0	30	15	8	0.4	0.65	0.6	0.7	1.5	0.71	2.8	0.72	4.5
圆1	40	20	10	0.5	0.83	1.0	0.91	2.3	0.92	4.1	0.93	6.5
圆2	50	25	13	0.6	1.0	1.4	1.10	3.2	1.15	5.8	1.20	9.0
圆3	60	30	15	0.7			1.30	4.4	1.36	8.0	1.4	11
圆4	70	35	18	0.9			1.50	5.8	1.57	10	1.61	14
圆5	80	40	20	1.0			1.67	7.4	1.76	12	1.82	18
圆6	90	45	23	1.1			1.84	9.0	1.96	15	2.0	22
圆7	100	50	25	1.2			2.0	11.5	2.14	18	2.22	26
圆8	120	60	30	1.5			2.31	16.0	2.50	25	2.60	35
圆9	140	70	35	1.7					2.84	33	2.98	46
圆10	160	80	40	2.0					3.16	42	3.33	58
圆11	180	90	45	2.2					3.46	52	3.6	72
圆12	200	100	50	2.5					3.75	72	4.0	105

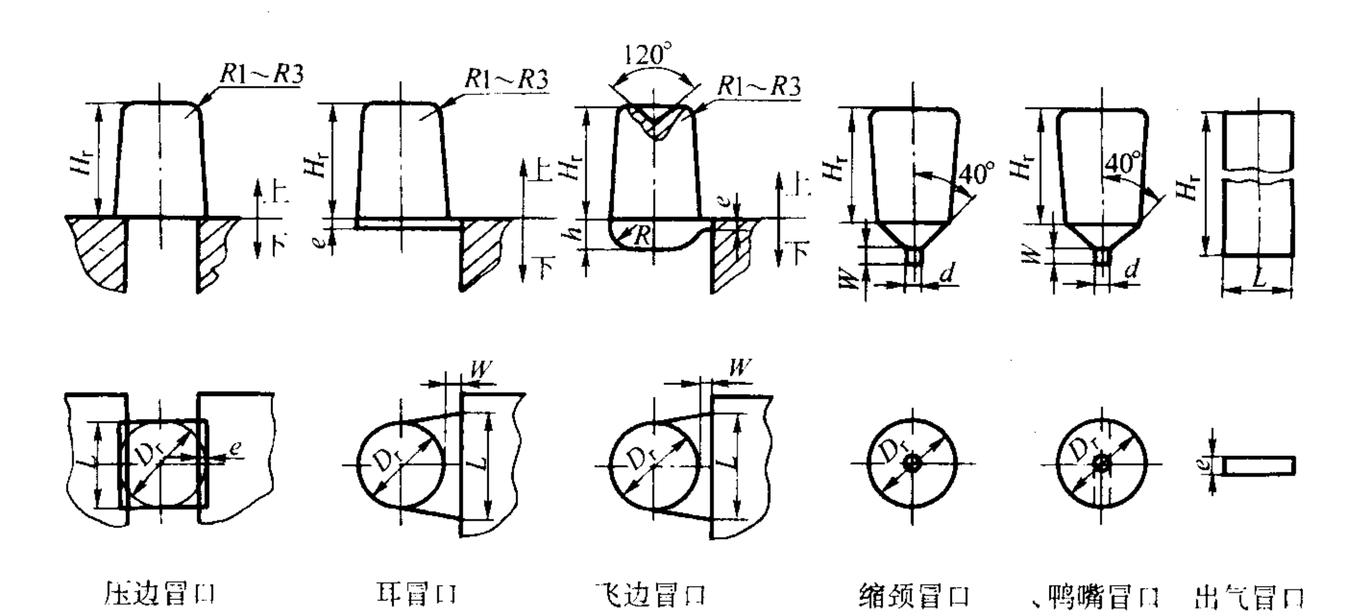
压 边 冒 口



编号	a	b	H_r	d	l	e	G/kg	M_r/cm	M_n/cm
压1	50	40	60	10	3	5~6	0.75	0.55	0.28
压2	60	50	75	12	4		1.40	0.67	
压3	70	60	90	15	5	6~8	2.30	0.79	0.35
压4	80	70	100	17	5		3.50	0.92	
压5	90	80	110	20	6		4.90	1.03	
压6	100	90	130	25	6		7.50	1.19	
压7	120	100	150	30	7	8~10	11	1.37	0.45
压8	140	120	160	35	7		19	1.59	
压9	160	140	180	40	8		25	1.79	
压10	180	160	200	45	8	10~12	36	2.08	0.55
压11	200	180	220	50	9		51	2.30	
压12	220	200	240	55	9		68	2.56	

出 气 冒 口

表 4.7-135 黏土砂湿型灰铸铁件冒口系列



冒口类型 \ 冒口系数			在下列铸件重量（kg）下的 K_1 >5~50	>50~150	>150	K_2	K_3	e	W	H_r 铸件重/kg <20	20~50
暗冒口	热冒口	压边冒口	1.05~1.5			1.0~1.5		3~6		$\frac{90\sim350}{e}$	$\frac{350\sim600}{e}$
		耳冒口	1.05~1.5			1.2~1.5		5~8	5~10		
		飞边冒口	1.05~1.5			1.2~1.5	0.25~0.3	5~3	5~10		
	冷冒口	压边冒口	1.1~2.5	1.0~2.0	0.8~1.5	1.4~2.0		5~8		$K_4=1.2\sim1.8$	
		耳冒口	1.1~2.5	1.0~2.0	0.8~1.5	1.4~2.0		8~12	5~10	$K_4=1.2\sim1.8$	
		飞边冒口	1.1~2.5	1.0~2.0	0.8~1.5	1.4~2.0	0.25~0.5	8~12	5~10	$K_4=1.2\sim1.8$	
明冒口	冷冒口	顶缩颈冒口	1.5~3	1.2~2.5	1.0~2.0	>1.5~2.0	0.25~0.3		5~10	(1.5~2.5) D	
		鸭嘴楔形冒口	1.5~3	1.2~2.5	1.0~2.0	>1.5~2.0		5~8 8~10	5~10		
		出气冒口				H>120~150		5~8 8~10		50~70 70~100	

注：1. 推荐冷冒口的冒口颈总面积大于或等于内浇道截面积，L 越大，溢流效果越好。

2. 实块类铸铁件冒口系数取下限，有局部热节薄壁类铸件冒口系数取上限。

3. $D_r=K_1T$ 或 $D_r=K_1\delta_c$，$H_r=K_2D_r$；

$d=K_3D_r$（顶缩颈冒口）或 $h=K_3D_r$（飞边冒口）。

$H_r=K_4D_r$（冷冒口）或 $H_r=A_内/e$（热冒口）；

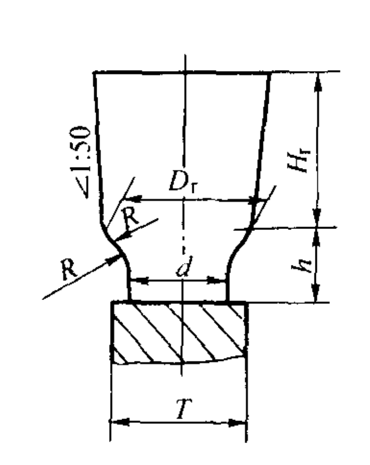
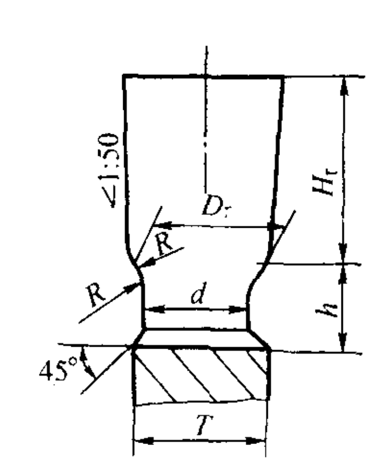
式中，δ_c 为设置处铸件壁厚；$A_内$ 为内浇道总截面积；T 为热节圆直径。

4. 表中：e 为冒口颈的厚度；W 为冒口与铸件的距离。

表 4.7-136 石油机械类灰铸铁件顶缩颈冒口尺寸 mm

编号	T	D_r	H_r	d	h	R_1	R_2	G/kg
1	40	60	85	30	20	15	10	2
2	50	70	100	35	20	15	10	3
3	60	80	110	40	20	15	10	4
4	70	90	125	45	20	15	10	5
3	80	100	140	50	25	20	10	7
6	90	110	155	50	25	20	10	10
7	100	120	170	55	25	20	10	13
8	120	130	180	55	25	20	10	16
9	140	140	195	55	30	25	15	20
10	160	150	210	60	30	25	15	25
11	200	165	230	60	35	30	20	31
12	220	170	240	60	35	30	20	35
13	240	175	245	60	40	30	20	41
14	280	180	250	60	40	30	20	50
15	300	180	250	60	40	30	20	50

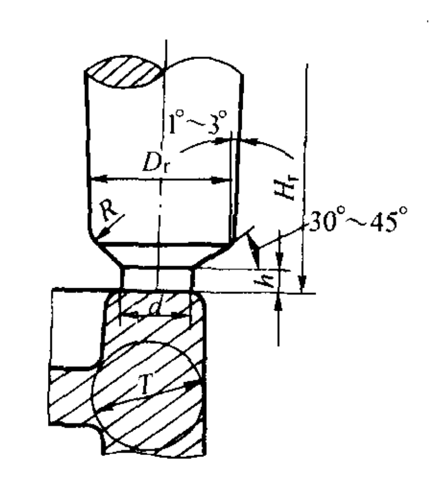
表 4.7-137　柴油机类灰铸铁件的明顶冒口尺寸

手工造型	机器造型
	

手工造型 尺寸/mm						冒口重量/kg	机器造型 尺寸/mm						冒口重量/kg
T	D_r	H_r	h	R	d		T	D_r	H_r	h	R	d	
35	60	120	25	15	30	2.5	35	60	120	20	15	30	2.5
45	70	140	30	20	35	4.0	45	70	140	25	20	35	4.0
55	90	180	32	20	45	9.0	55	90	180	25	20	45	9.0
70	110	220	40	25	55	16	70	110	220	33	25	55	16
85	120	240	40	25	60	19	85	120	240	33	25	60	19
90	140	280	42	25	70	32	90	140	280	36	25	70	32
100	160	320	42	25	80	44	100	160	320	36	25	80	44
120	180	360	50	30	90	78	120	180	360	42	30	90	78
150	200	400	55	30	100	93	150	200	400	42	30	100	93

表 4.7-138　机床及通用机械类灰铸铁件的明顶冒口尺寸　　mm

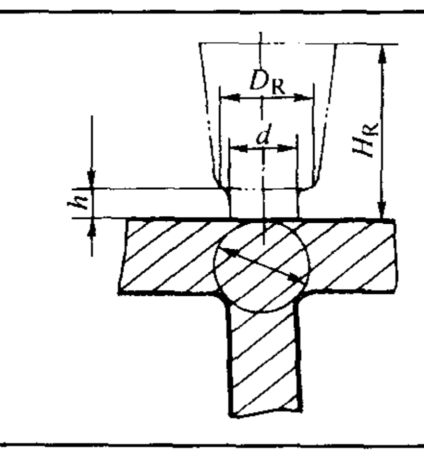
编号	T	D_R	H_R	d	h	R
1	30	60	180	27	10	10
2	40	80	240	35	12	12
3	50	100	300	45	15	15
4	60	100	300	55	15	15
5	70	110	320	60	15	15
6	80	130	360	70	20	20
7	90	150	400	80	20	20
8	100	170	440	90	20	20
9	110	180	460	100	20	20
10	120	200	500	110	25	25
11	130	220	530	120	25	25
12	140	240	550	130	25	25
13	160	260	580	140	30	30
14	170	270	600	150	30	30
15	190	290	620	160	30	30
16	200	310	650	170	35	35
17	220	330	680	180	35	35
18	230	350	700	190	35	35
19	240	360	720	200	35	35



注：1. 冒口直径 D_r 增大，则冒口颈角度取小值。

2. 一般取 $D_r=(1.5\sim2)T$，$H_r=(2\sim3)D_r$。

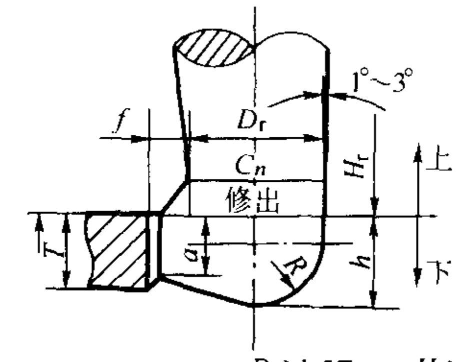
表 4.7-139 灰铸铁件冒口尺寸和牌号及热节圆直径的关系

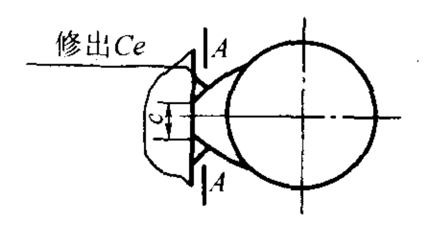


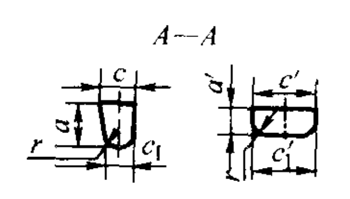
牌号	冒口尺寸			
	d	D_R	H_R	h
HT150	$0.6T$	$2d$	$(3\sim4)\ d$	$0.2d$
HT200	$0.6T$	$2d$	$(3\sim4)\ d$	$0.2d$
HT250	$0.75T$	$2d$	$(3\sim4)\ d$	$0.2d$
HT300	$0.8T$	$2d$	$(3\sim4)\ J$	$0.2d$
HT350	$0.85T$	$2d$	$(3\sim4)\ d$	$0.2d$

注：T 为热节圆直径。

表 4.7-140 通用机械类灰铸铁明边冒口尺寸 mm







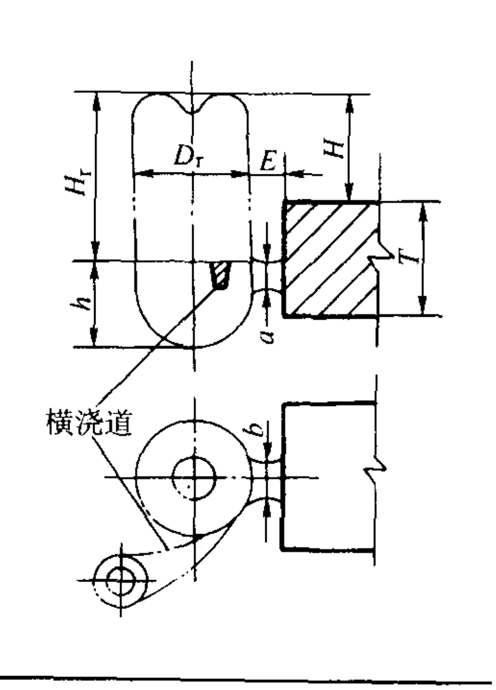
$D_r \geqslant 1.5T$　　$H_r \geqslant 2.5D_r$　　$a=(0.8\sim0.9)T$　　$f=(1/3\sim1/4)D_r$

T	D_R	H_R	R	h	f	n	e	a	c	c_1	a'	c'	c_1'	r	重量/kg
40	60	200	28	45	20	10	3	35	22	18	25	40	30	3	7
50	80	200	38	60	25	15	3	45	26	22	30	50	40	3	13
70	100	250	48	75	30	20	3	60	36	32	35	60	50	3	24
80	120	300	57	90	35	25	4	70	48	38	45	70	60	4	42
90	140	300	67	105	40	30	4	80	52	48	55	80	70	4	59
100	160	350	77	120	45	35	4	90	61	57	65	90	80	4	80
120	180	400	86	135	50	40	5	110	70	64	75	100	90	5	126
130	200	450	96	155	55	45	5	120	80	70	85	110	100	5	172
140	220	550	106	180	60	50	5	130	85	75	95	130	120	5	243
160	240	550	115	200	65	55	6	150	90	80	110	140	130	6	300
180	260	600	125	220	70	60	6	170	95	85	120	150	140	6	405
190	280	650	135	240	75	65	6	180	100	90	130	160	150	8	515
200	300	700	145	260	80	70	6	190	110	100	140	170	160	8	620

注：1. T 为铸件厚度或热节圆直径。
2. H_r 可根据砂箱高度调整。

表 4.7-141 高强度灰铸铁件暗侧冒口（与浇口连接）尺寸 mm

T	D_r	h	H_r	冒口颈（$a\times b$）	E	横浇道（上宽×高×下宽）
25.4	35	35	101.6	12.7×12.7	12.7	9.6×25.4×6.4
38.1	50.8	50.8	114.3	16×16	12.7	9.6×25.4×6.4
50.8	63.5	63.5	114.3	19.2×19.2	16	9.6×25.4×6.4
63.5	76.2	63.5	114.3	19.2×19.2	16	12.7×25.4×9.6
76.2	88.9	63.5	139.7	22.2×22.2	19.2	12.7×25.4×9.6
88.9	101.6	70	152.4	22.2×22.2	19.2	12.7×25.4×9.6
101.6	101.6	70	177.8	25.4×25.4	22.2	16×25.4×12.7
114.3	114.3	70	190.5	25.4×25.4	22.2	16×25.4×12.7
127	127	70	203.2	31.8×31.8	25.4	19.2×31.8×16
152.4	152.4	76.2	215.9	38.1×38.1	31.8	22.2×31.8×19.2



注：1. 当冒口补缩的为 X 形、Y 形、L 形和 T 形断面时，冒口直径 D_r 等于该断面的内切圆直径。
2. 为了提高冒口的补缩能力，H_r 最好能大于 100 mm。

6.4.5　可锻铸铁件的冒口设计

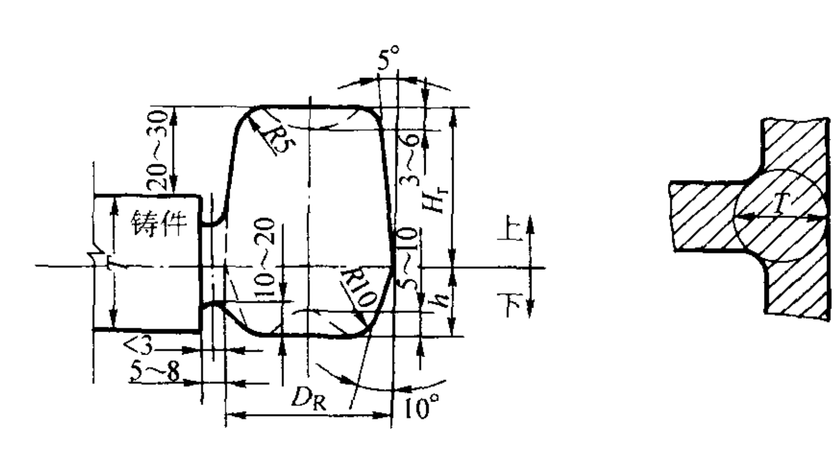
（1）冒口补缩距离

可锻铸铁件冒口的补缩距离一般推荐为铸件厚度的4～4.5倍，厚壁铸件取下限。

（2）冒口计算

可锻铸铁件通常采用边冒口，而且铁液通过冒口进入型腔。对于薄壁铸件，且重量较大或较高的铸件，取冒口直径 $D_r=(3\sim5)T$。对于一般铸件，取冒口直径 $D_r=(2.2\sim3.0)T$。T 为铸件的厚度或热节圆直径。冒口尺寸可参考表4.7-142～表4.7-144。

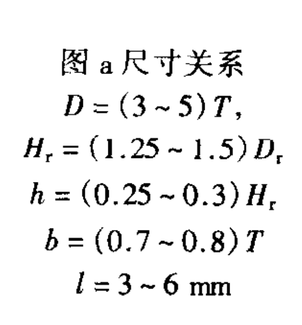
表 4.7-142　可锻铸铁件侧冒口尺寸的确定

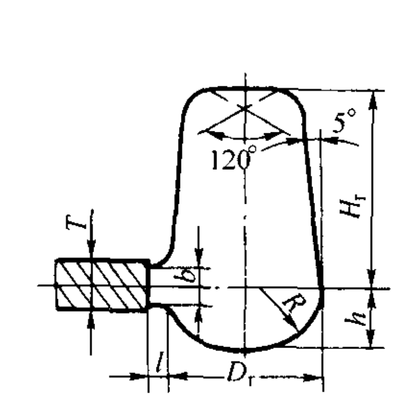


冒口直径 D_r	冒口高度			冒口颈截面积与补缩节点热节圆面积之比
$D_r=(2.2\sim2.8)T$	上	$H_r=1.5D_r$	$H_r=D_r$	(1～1.5) :1
	下	$h=0.25D_r$	$h=0.5D_r$	

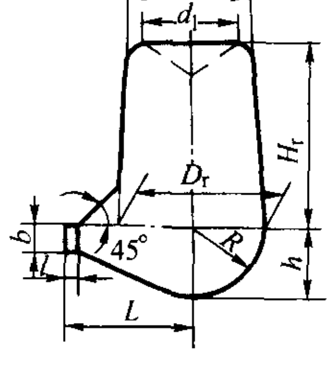
注：1. 冒口下部高度可按冒口颈的厚度加10～12 mm来确定。
2. 若一个冒口补缩两个及两个以上热节区时，冒口直径要相应增大1.1～1.3倍。
3. 若被补缩铸件相当于热节圆形成的球体时，冒口颈的截面积应略小于热节圆的截面积。
4. 冒口颈的截面一般为圆形或腰圆形或月牙形。

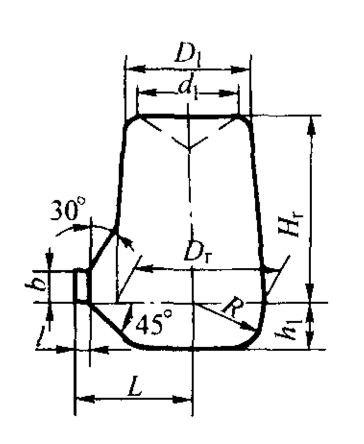
表 4.7-143　可锻铸铁件侧冒口尺寸　mm


图a尺寸关系
$D=(3\sim5)T$,
$H_r=(1.25\sim1.5)D_r$
$h=(0.25\sim0.3)H_r$
$b=(0.7\sim0.8)T$
$l=3\sim6$ mm



(a) 中、小件冒口

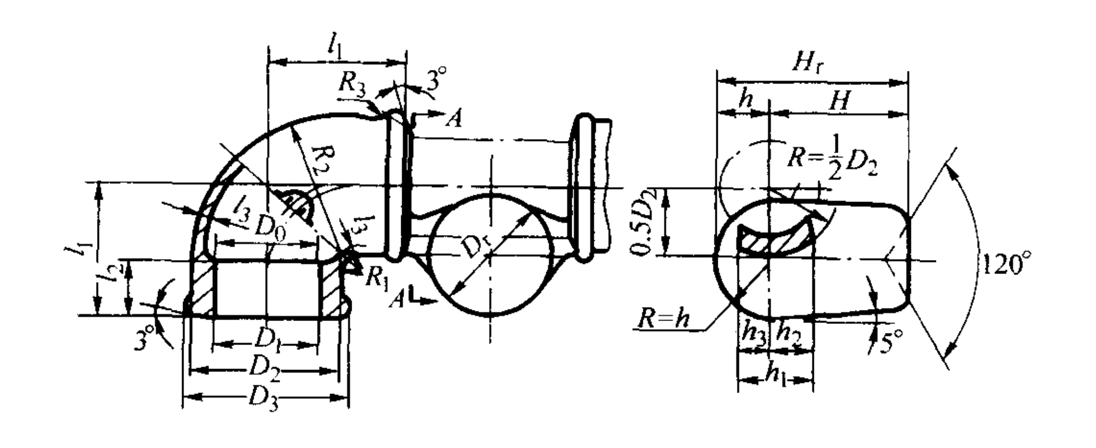




(b) 大件冒口

D_r	D_1	d_1	H_r	h	h_1	l	L	R
60	50	40	75	30	18	4	50	30
75	65	40	100	37.5	20	4	60	37.5
90	75	50	120	45	28	5	80	45

表 4.7-144　可锻铸铁管接头侧冒口尺寸　mm



续表 4.7-144

铸件										冒口						
D_0	D_1	D_2	D_3	R_1	R_2	R_3	l_1	l_2	l_3	D_r	H_r	H	h	h_1	h_2	h_3
—	10	17.1	20.1	4	17.1	1.5	20.1	8.5	2.2	12~16	19	15	4	8	4	4
—	13.5	20.6	23.6	4	20.6	1.5	23.1	9.5	2.2	12~16	24	19	5	10	5	5
—	16.3	25.7	28.7	5	25.7	1.5	26.15	11	2.5	12~16	26	20	6	12	6	6
21.6	22.4	31.2	34.7	5	31.2	1.7	31.2	12.5	2.5	30	46	34	12	16	9	7
27.2	28	38.3	41.8	6	38.3	1.7	35.2	14	2.7	32	50	36	14	20	12	8
35.7	36.7	47.3	51.3	6	41.3	2	42.3	16	3	34	56	40	16	25	15	10
41.5	42.6	54.3	58.4	7	54.3	2	48.5	18	3.5	36	63	45	18	28	16	12
52.8	54	66.4	71.4	7	66.4	2.5	55.3	19	3.8	40	70	50	20	34	20	14
68.3	69.7	82.5	81.5	8	82.5	2.5	65.4	20	4	44	65	60	25	38	22	16
81	82.5	96.1	101.6	8	96.1	2.7	74.4	24	4.5	48	93	65	28	42	24	18
101.2	105.4	120.1	127.3	9	120.1	3.2	90.5	28	4.5	54	110	80	30	50	28	22
130.4	132.3	141.4	154.4	10	147.4	3.5	110.7	30	5	62	130	95	35	58	34	24
155.3	157.3	174.2	181.8	10	174.2	3.7	125.8	32	5.5	70	150	110	40	68	40	28

6.5 非铁合金铸件的冒口

（1）铝合金铸件的冒口

铝合金铸件多用明顶冒口，可参照表 4.7-145 ~ 表 4.7-149。

表 4.7-145 铝合金铸件典型热节的明冒口尺寸

序号	冒口名称	示图	确定冒口尺寸的原则
1	圆柱形铸件的顶冒口	5°, D_r, H_r, h, d_N, H_c, d_c	1）$D_r=1.2d_c$ 式中 D_r——冒口根部直径 d_c——铸件热节圆直径 2）$H_r=1.2\sim1.5D_r$ 或 $H_r=1.4\sim1.8d_c$ 式中 H_r——冒口高度 冒口向上有5°倾斜，也可按1:1斜度设计 3）h 为冒口根的切割余量，一般取 $h=5\sim8$ mm 4）为了便于切割冒口，可将冒口根的切割余量处做成缩颈，并取：$d_n=0.9d_c$ 式中 d_n——冒口根的缩颈直径
2	圆柱形铸件的顶冒口	5°, H_r, h, H_c	1）在与铸件连接处直接向上外斜5°做出冒口 2）冒口的其余尺寸的确定原则同序号1
3	矩形截面铸件的顶冒口	H_r, D_r, R, h, H_c, b, b	1）确定冒口尺寸的原则同序号1，其 d_C，以 b 代之 2）若设细长的冒口时，可参照序号2 3）冒口的棱角应倒圆

续表 4.7-145

序号	冒口名称	示图	确定冒口尺寸的原则
4	T形热节处的明冒口		1）用画热节圆法给热节以上铸壁补贴 2）确定冒口尺寸的方法同序号 1 3）若设细长的冒口时，可参照序号 2
5	十形热节处的明冒口		1）用画热节圆法给热节以上铸壁补贴，δ、δ' 分别为铸件 + 形热节处壁厚 2）确定冒口尺寸的原则同序号 1 3）若设细长的冒口时，可参照序号 2
6	L形热节处的明冒口		确定冒口尺寸的原则同序号 2。但对有补贴者，应以补贴的，应以热节内切圆直径为计算冒口尺寸的基础
7	套缘处的明冒口		1）确定冒口尺寸的原则同序号 2 2）示图系环形顶冒口，大直径的套缘应按冒口补缩距离采用 2 个或几个单独明冒口，以节省金属
8	法兰处的明冒口		冒口的其余尺寸的确定原则同序号 2

(2) 铜合金铸件的冒口

铜合金铸件冒口的计算多采用经验方法，见表 4.7-146～表 4.7-149。

表 4.7-146　锡青铜套类铸件冒口尺寸

序　号	铸件高度 H	冒口高度 h		浇口芯子外边 e	示　图
		$\delta_c\leq 30$	$\delta_c>30$		
1	150～250	60	80	30～35	
2	251～340	70	90	40～45	
3	341～500	80	100	45～50	
4	501～800	100	120	50～60	
5	801～1 000		170	60～80	
6	1 001～1 500		250	80～100	
7	1 501～2 000		300	≈100	

注：δ 铸件厚度。

表 4.7-147　热节圆法计铜合金算冒口尺寸

<table>
<tr><th rowspan="2">铸件类别</th><th colspan="3">冒　口　尺　寸</th></tr>
<tr><th>锡青铜和磷青铜</th><th colspan="2">铝青铜和黄铜</th></tr>
<tr><td rowspan="5">圆柱形铸件</td><td rowspan="5">$D_r=1.2d_c$
$H_r=(1.5\sim2.0)\ d_c$
$h=5\sim8$ mm</td><td colspan="2">$D_r=(1.3\sim1.5)\ d_c$
$H_r\geq 2d_c$
H_r 也可按 D_r 计算：</td></tr>
<tr><td>D_r/mm</td><td>H_r</td></tr>
<tr><td><100</td><td>$1.5D_r$</td></tr>
<tr><td>100～200</td><td>$1.3D_r$</td></tr>
<tr><td>>200</td><td>$1.0D_r$</td></tr>
<tr><td>矩形铸件</td><td>$D_r=1.26$
$H_r=(1.5\sim2.0)\ b$
$h=5\sim8$ mm
冒口长度取 l</td><td colspan="2">计算方法同上，以 b 取代 d_c 即可，冒口长度取 l</td></tr>
<tr><td>T形截面铸件</td><td>$D_r=1.2d_c$
$H_r=(1.5\sim2.0)\ d_c$
$h=5\sim8$ mm
补贴方法：将热节往上滚，引其切线。也可由热节圆的切点往上外斜3°。画直线至铸件顶部计算冒口尺寸的 d_c，则取补贴后的热节内切圆直径</td><td colspan="2">$D_r=(1.3\sim1.5)\ d_c$
$H_r=1.5D_r$（当 $D_r<100$ mm时）
$H_r=1.3D_r$（当 $D_r=100\sim200$ mm时）
$H_r=D_r$（当 $D_r>200$ mm时）</td></tr>
</table>

续表 4.7-147

铸件类别	冒口尺寸	
	锡青铜和磷青铜	铝青铜和黄铜
易割冒口	$D_r = 1.2b$ $H_r =$ (1.5 ~ 2.0) b $h = 5 \sim 8 \sim 10$ mm 缩颈面积为冒口横断面积的 40% 左右，缩颈处做成斜度，按图示方向放置，h 为隔片厚度	$D_r =$ (1.3 ~ 1.5) b H_r 的计算方法同 T 形截面铸件
轮和套类	1. 轮类（$\phi > H_c$） 当 ϕ500 mm，$H_c > 150$ mm 时， $T_r = 1.5T_c$ $H_r =$ (1.5 ~ 2.0) T_r H_r 最大不超过 150 mm $h = 5 \sim 8$ mm 2. 套类（$H_c > \phi$） 当 $\phi > 200$ mm，$H_c > 500$ mm 时， $T_r = 1.5T_c$ $H_r =$ (1.5 ~ 2.0) T_c H_r 最小 70 mm，最大 150 mm $h = 5 \sim 8$ mm	

注：h 为切割冒口用的留量。

表 4.7-148　黄铜、铝青铜阀门件明冒口尺寸　mm

示图	铸件尺寸		冒口尺寸	
	ϕ	b	D_r	K
	105 ~ 125	13 ~ 14	40	35
	135 ~ 150	14 ~ 16	46	38
	175 ~ 190	27 ~ 30	54	42
	205 ~ 220	19 ~ 26	60	45
	225 ~ 246	22 ~ 36	66	50
	250 ~ 270	22 ~ 39	72	55
	295 ~ 305	25 ~ 45	78	60
	332 ~ 345	27 ~ 40	90	65
	355 ~ 375	52 ~ 55	100	70
	414 ~ 435	38 ~ 59	110	75
	480 ~ 515	45 ~ 63	140	80

注：ϕ480 mm 的数据亦可用于锡青铜铸件。

表 4.7-149 锡青铜阀门件暗冒口尺寸

mm

示图	阀门口径	铸件尺寸		冒口尺寸			
		ϕ	b	D_r	H_r	K	h
	20、25	95~105	12~13	36	60	25	15
	32、40、50	115~135	13~14	42	80	30	20
	65、80	155~170	14	48	90	35	25
	65、80、100	170~190	14~19	54	100	40	30
	100、125	205~225	14~19	60	120	45	35
	125、150	240~255	14~21	66	140	50	40
	150、175、200	270~300	15~22	72	160	50	45
	175、200	300~310	17~25	78	180	55	45
	200、225	325~340	16~27	86	190	55	50
	225、250	350~365	16~28	92	200	60	55
	25	380	21~25	98	210	60	55
	300	430~450	19~32	104	230	65	60

(3) 加强冒口作用的工艺措施（见表 4.7-150）。

表 4.7-150 加强非铁合金冒口作用的工艺措施

序号	工艺措施	示图
1	尽量使冒口与冷铁配合使用，以加大温度梯度，建立顺序凝固条件	冒口；冷铁
2	选择有助于加强冒口作用的浇注系统。如：内浇道从冒口底部引入，并设在铸件较厚部位；矮小实心铸件采取冒口顶注工艺方案	1—内浇道；2—横浇道；3—边冒口
3	采用底注浇注系统时，在顶冒口处设置补注浇道（如图a、b），或直接采用补浇冒口的工艺措施（如图c），以提高冒口内合金液温度。但补浇工作一定要在金属上升至冒口高度的1/3后才能进行，并沿冒口腔壁注入，以防搅动金属液，冲渣入型	补注浇道；(a) (b) (c)；图中箭头表示合金液流向
4	采用缝隙式浇注系统时，尽量使冒口与缝隙相通，相通处的缝隙厚度应大于下部，甚至与冒口厚度相同，必要时，还可在浇道对面内壁上放冷铁或冷却肋，使激冷和补缩作用更好	1—冒口；2—缝隙

续表 4.7-150

序　号	工 艺 措 施	示　　图
5	同时应用几个冒口时，将暗冒口与明冒口相通，以利保温和补缩	1—冒口；2—暗冒口；3—通道
6	必要时，采取工艺补贴的方法，保证顺序凝固条件	1—铸件；2—工艺补贴；3—冒口
7	采用保温冒口，延长冒口凝固时间，提高补缩效率	保温套

注：经验指出：要严防冒口溢出金属液及中部出现飞翅。因为飞翅及溢出的金属液迅速凝固成薄片，类同冷铁一样，对冒口起了激冷作用，并对冒口中金属液的收缩下沉起了阻碍作用。

6.6 特种冒口及出气孔

6.6.1 特种冒口

通用冒口的重量约为铸件重量的 50% ~ 100%，耗费金属多，去除冒口的劳动量大。因此应努力提高通用冒口的补缩效率，强化补缩措施（见表 4.7-150）。此外，也常采用特种冒口：如大气压力冒口、保温冒口、发热冒口、易割冒口等。

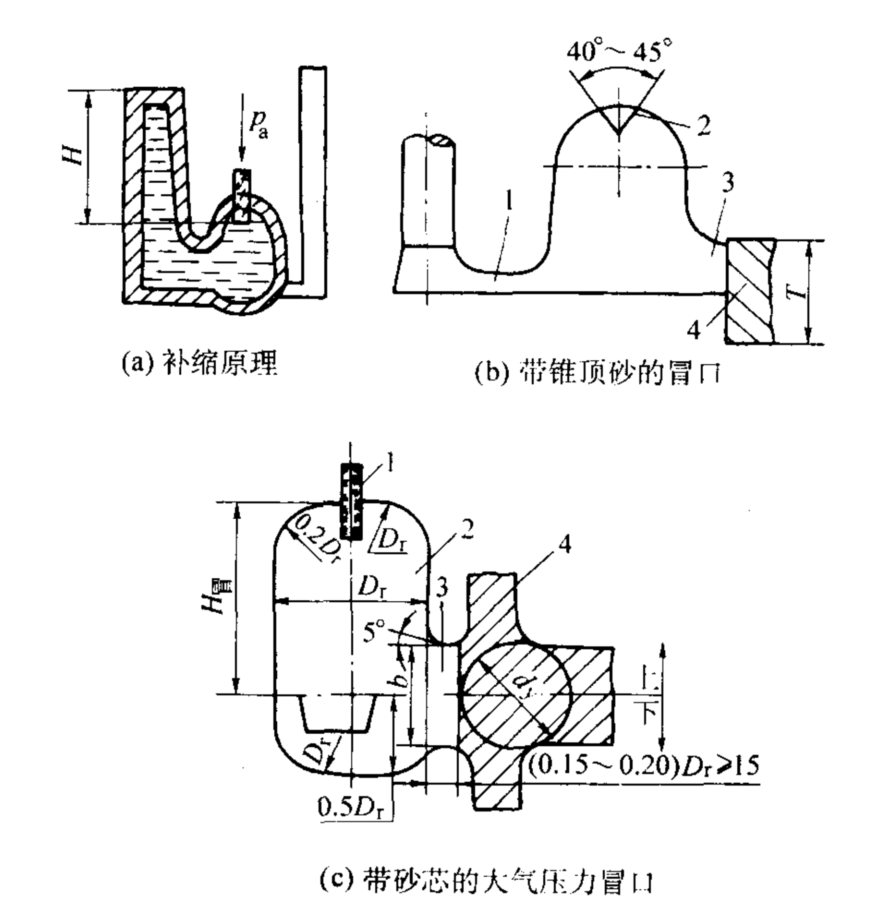


图 4.7-173　大气压力冒口
1—大气压力砂芯；2—冒口；3—冒口颈；4—铸件

（1）大气压力冒口

在暗冒口顶部插放一个细砂芯，或造型时做出锥顶砂，伸入到冒口中心区，称为大气压力冒口（atmospheric riser, William's riser）。浇注后冒口表面结壳，外界大气压力仍可通过砂芯的孔隙作用在内部金属液面上，从而增加了冒口的补缩压力（见图 4.7-173a）。理论上，大气压力冒口可补缩比冒口高出 1 480 mm 的钢、铁铸件。但由于枝晶阻力及金属中气体的析出等原因，实际上的补缩高度 H 约为 200 mm。

机器造型的中小铸铁件多用带锥顶砂的冒口（见图 4.7-173b），大件，特别是铸钢件多用带砂芯的大气压力冒口。铸钢件可按普通冒口确定尺寸，冒口高度取允许的最小值。大气压力冒口（见图 4.7-173c）直径 D，冒口颈最小尺寸 b 与铸件热节圆直径 d_y 之间有下列经验关系：

$$b = (1.3 \sim 1.7)\,d_y$$

$$D_r = (2.0 \sim 2.5)\,d_y$$

冒口颈截面采用椭圆形，短轴长为 b，长轴等于$(1.2 \sim 1.5)b$。

（2）保温、发热冒口

用保温材料或发热材料作冒口套（见图 4.7-174）、顶部使用保温剂、发热剂的叫保温冒口（inolating riser）或发热冒口（exothermic riser）。试验表明，使用保温套或发热套，可大大延长冒口的凝固时间，见表 4.7-151。冒口补缩效率为 30% ~ 50%，最高可达 67%。一般比普通冒口的铸件工艺出品率

提高10%~25%。从而显著地节约金属和降低铸件成本。

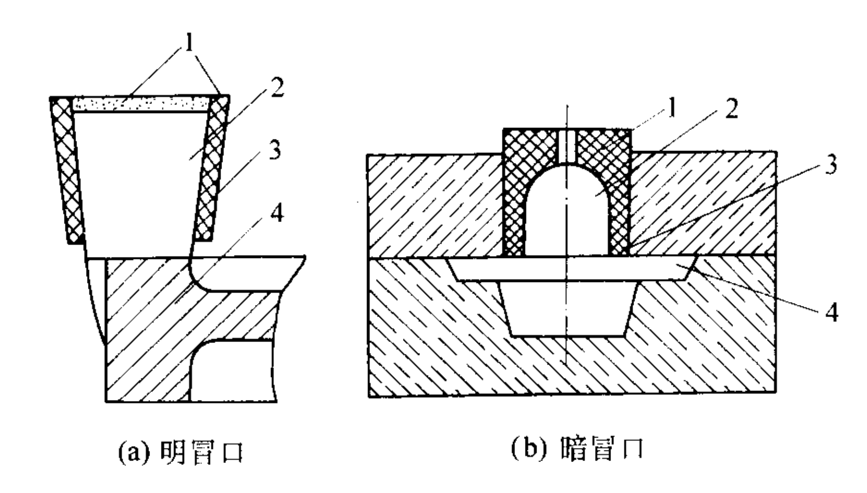


图4.7-174 保温、发热冒口

1—保温、发热套（剂）；2—冒口；3—隔离砂；4—铸件

表4.7-151 不同保温措施对冒口凝固时间的影响 min

措施 合金	明冒口	顶部绝热	四周用保温套	保温套加顶部绝热
铸钢	5.0	13.4	7.5	43
铸铜	8.2	14.0	15.1	45
铸铝	12.3	14.3	31.1	45.6

注：试验冒口为圆柱形 ϕ100 mm×100 mm（ϕ4 in×4 in）。

1）冒口套的组成 一般由耐火材料、保温材料、发热材料和粘结剂组成。

耐火材料：常用硅砂、镁砂、铬铁矿砂等。

保温材料：常用膨胀珍珠岩、蛭石、大孔陶粒、发电厂粉煤灰、漂珠以及陶瓷棉、矿渣棉等纤维材料等。这些材料的主要化学成分是 SiO_2 和 Al_2O_3，且呈多孔状（纤维除外），具有较高的耐火度和保温性能。此外，烟道灰、木炭粒、锯木屑等也可用作保温材料。

发热剂和点火剂：常用铝粉、硅铁粉和氧化铁等的混合物，称为铝硅热剂。单是铝粉和氧化铁的混合物叫铝热剂。在金属液热作用下，温度超过1 250℃时，铝、硅和氧化铁发生强烈化学反应而放热，因而延长了冒口凝固时间。这类发热剂，用于铸钢大型冒口效果较好，但用于小型冒口或非铁合金冒口时，难于达到反应温度。这时应加入点火剂镁和氧化剂，如硝酸钠、硝酸钾等。

延缓、填充剂：常用硅砂、耐火砖粉、刚玉砂等，起延缓放热反应的作用。

黏结剂：常用膨润土、矾土水泥、水玻璃和酚醛树脂等。

2）冒口套实例 陶瓷棉保温冒口套：质量组成为硅砂（质量分数）43%、陶瓷棉38%，膨胀珍珠岩19%（以上三者为100%）。外加酚醛树脂6%，乌洛托品15%（占树脂用量）。冒口套制成后经过烘干硬化。主要性能：热导率 λ = 2.30~2.28 kJ/(m·K·h)，密度 $\rho = 0.64\times10^3$ kg/m^3，比热容 c = 1.17~1.25 kJ/(kg·K)。蓄热系数 b = 41.4~42.3 kJ/(m^2·h·K)。

大孔陶粒保温冒口套：组成为大孔陶粒100%，矾土水泥（占陶粒重量的）15%、水20%。主要性能：λ = 0.84 kJ/(m·K·h)、$\rho = 0.72\times10^3$ kg/m^3、c = 0.84 kJ/(kg·K)、b = 22.5 kJ/(m^2·h·K)。

电厂灰、膨胀珍珠岩复合保温冒口套：组成为（质量分数）膨胀珍珠岩8%~10%，电厂灰38%~40%，铝钒土27%~28%，矾土水泥23%~25%，外加水适量。应用时应向冒口中撒布石墨渣保温覆盖剂。主要性能：λ = 1.0 kJ/(m·K·h)，$\rho = 0.6\sim0.8\times10^3$ kg/m^3。

发热冒口套：组成见表4.7-152。第一、二、三组均可用于发热冒口顶液面的发热剂组成，其用量为冒口中钢液重量的20%，燃烧温度约2 300℃；也可用于制作发热冒口套。这时需另加8%~9%质量分数的水玻璃，成形后在180~220℃下烘干1~2 h。

表4.7-152 发热剂的组成成分（质量分数） %

材料名称	第一组	第二组	第三组	备 注	第四组（做成套）	
三氧化二铁粉	45	70	48	粒度1.5~2 mm	铝粉（1~2 mm）	19
铝粉	30	17	18	粒度1.5~2 mm	氧化铁皮（1~2 mm）	43
硅砂	20	10	30		铝镁合金（1~2 mm）	4.8
三氧化二铝粉	5	3			耐火砖粉	7
氧化镁粉		若干			硅砂	19
硝酸钾			4		粘土	3.6
					纸浆	3.6

3）保温、发热冒口的计算 冒口模数可依下式计算

$$M_e = \frac{M_r}{E} = \frac{1.2M_c}{E} \tag{4.7-87}$$

式中，M_e、M_r、M_c 为保温（发热）冒口模数、普通冒口模数、铸件模数；E 为保温（发热）冒口的模数增大系数。

E 可用实验测定。其原理为：在其他条件相同时（浇注温度、钢液成分等），在一型内制造相同几何尺寸的保温（发热）冒口、普通冒口各一个。浇注后分别测出两个冒口的凝固时间 τ_E 和 τ。根据 Chvorinov 公式有

$$E = \frac{\sqrt{\tau_E}}{\sqrt{\tau}} \tag{4.7-88}$$

这种方法简单可靠。但保温冒口的凝固时间 τ_E 随套的厚度 δ 增加而延长，因而，冒口模数增大系数 E 也随之变化。$E = f(\delta/M_E)$ 关系曲线如图4.7-175所示。当 $\delta/M_e > 1$ 后，E 值变化甚微。

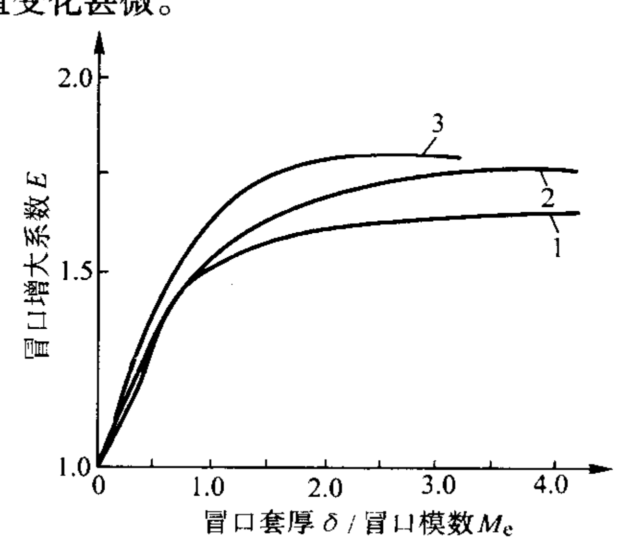


图4.7-175 冒口增大系数 E 和套厚 δ、模数 M_e 的关系

1—粉煤灰套；2—碳酸镁套；3—陶瓷棉套

因此，冒口套 δ 过厚是很不合算的。可预先测出 $E=f(\delta/M_E)$ 曲线，用来决定经济、合理的保温套厚度。生产中为简便，一般取 $\delta=(1\sim1.5)M_e$。也可参考表 4.7-153。市售的保温冒口套 $E=1.3\sim1.4$，冒口补缩效率为 25%～45%。

表 4.7-153　保温冒口套的厚度

冒口直径 d/mm	<150	151～200	201～300	301～400	401～600	601～800
套厚 δ/mm	25	35	40	50	60	80

4）易割冒口　易割冒口（knock-off head）如图 4.7-176 所示，在冒口根部放一片耐火陶瓷或耐火材料制成的带孔隔板，使冒口中金属液通过孔对铸件补缩。易于从铸件上去除冒口。这对于不易用机械方法切除冒口、而使用气割时容易引起裂纹的高合金钢（如高锰钢）铸件具有特别重要的意义。小冒口可用锤打掉，就是对于高韧性的镍合金钢铸件，也可使用易割冒口，使去除冒口费用大为降低。

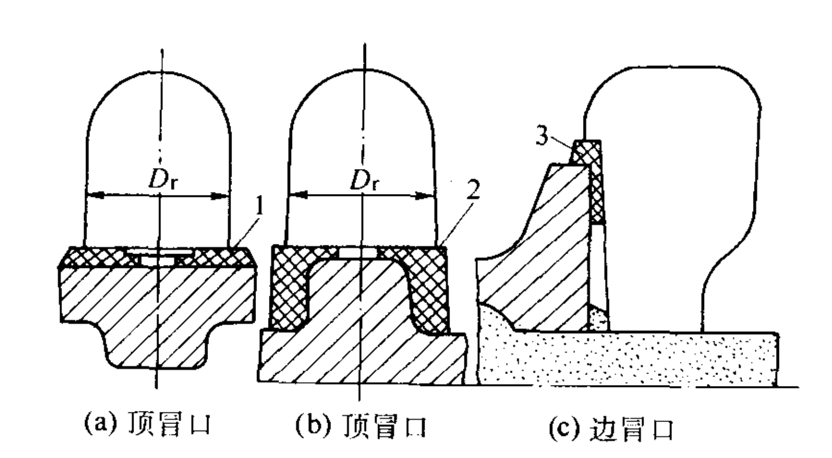


图 4.7-176　易割冒口结构

1、2、3—隔板

自制隔板（breaker core）时可参考表 4.7-154 中成分。混碾均匀后在芯盒内成形，自然干燥 24～48 h 后，再经烘干，或继续烧结。保证高温强度。推荐使用以磷酸为黏结剂的 1 号组成。这种隔板常温强度好，不易损坏，而且高温强度高，1 000℃时抗压强度可达 7.6 MPa 以上，能抵抗钢液的冲刷。

易割冒口隔板的尺寸应严格要求。铸钢实践表明：在冒口颈处的金属液降温至液相线温度时，耐火隔板须被加热到 1 480℃以上才有效果。耐火隔板升温所吸收的热能只许来自钢液的过热热量，否则就会影响冒口补缩效果。隔板补缩颈直径 d 和隔板厚度 δ 可用以下经验公式确定，或参考表 4.7-155 确定。

对圆补缩颈：$\delta=0.56M_C$，$d=2.34M_C$；

对长方形补缩颈：$M_n=0.59M_C$（M_C—铸件模数，M_n 补缩颈模数）

表 4.7-154　易割板组成和烘烤温度

序号	组　成（质量分数）/%			外加物（质量分数）/%			烘烤温度 t/℃	（从入炉至出炉）时间 τ/h
	耐火砖粉	膨润土	耐火黏土	磷　酸	水玻璃	水		
1	80～83.4	16.6～20		5.6～5.8		适量	300～400	3
2	96～97	3～4			9.6～9.7	适量	300	2～3
3	70	30				15	1 350	48
4	50	15	35			11～13	1 200	>30
5	40～50	25～30	25～30			4～18	1 250～1 300	>4

注：磷酸为工业用正磷酸（H_3PO_4），质量分数为 85%，密度 1.70 g/cm³。

表 4.7-155　隔板与冒口尺寸关系

冒口直径/mm		隔板孔径和厚度/mm		
碳钢件	高锰钢件	D	d	δ
	75	34	30	5
100	75	40	35	6
125	100	46	41	7
150	125	53	47	8
175	150	61	54	9
200	175	70	62	10
225	200	79	70	12
250	225	90	80	14
275	250	105	82	16

注：当采用侧冒口时，d、D 应增大 20%。

6.6.2 出气孔

出气孔是型腔出气冒口、砂型和砂芯排气通道的总称，分明、暗两种。明出气孔引出型外，与大气相通；暗出气孔不与大气相通，常做成设置在型内或芯内的片状或针状空腔。

（1）出气孔的作用及设置原则

1）出气孔的作用

① 排出砂型中型腔、砂芯以及由金属液析出的各种气体。

② 减小充型时型腔内气体压力，改善金属液充型能力。

③ 便于观察金属充填型腔的状态及充满程度。

④ 排出先行充填型腔的低温金属液和浮渣。

2）出气孔设置原则

① 出气孔一般设置在铸件浇注位置的最高点，充型金属液最后到达的部位，砂芯发气和蓄气较多的部位，型腔内气体难以排出的"死角"处。

② 出气孔的设置位置应不破坏铸件的补缩条件，通常不宜设置在铸件的热节和厚壁处，以免因出气孔冷却快导致铸件在该处产生收缩缺陷。如确实需要，可采用引出式出气孔。

③ 出气孔应尽量不与型腔直通，可采用引出过道与型腔连通，以防止因掉砂等原因导致散砂入型腔。

④ 为防止金属液堵死砂芯出气孔，应采用密封条等填塞芯头。

⑤ 直接出气孔不宜过小，必要时可在出气孔上部设置溢流杯，既可排出脏的金属液，又可防止在出气孔根部产生气孔。

⑥ 出气孔根部的厚度，一般按所在处铸件厚度的0.4～0.7倍计算，凝固体收缩大的合金取偏小值，防止形成接触热节导致铸件产生缩孔。

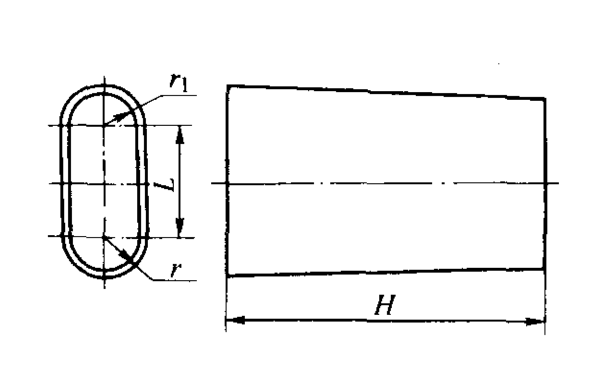
⑦ 一般认为，没有设置明冒口的铸件，出气孔根部总截面积最小应等于内浇道总截面积，以保证出气孔能顺畅地排出型腔中的气体。

(2) 出气孔的结构及尺寸

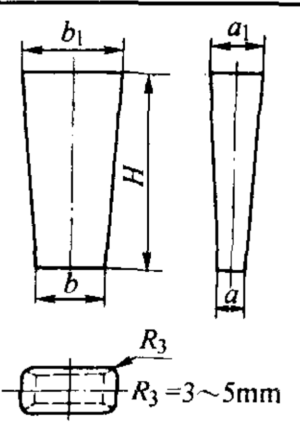
依是否与型外大气相通分为明出气孔及暗出气孔；依形状分为圆形和扁形出气孔。小的圆形和扁形出气孔又称为出气针和出气片。

圆形出气孔一般制成锥台形，尺寸约为该处壁厚的1/2～1/4，常用 $\phi8$ mm、$\phi10$ mm、$\phi12$ mm、$\phi14$ mm…$\phi24$ mm。扁形出气孔尺寸见表4.7-156。

表 4.7-156 扁形出气孔尺寸



编号	截面积/cm²	r/mm	r_1/mm	L/mm	H/mm	每厘米长铁液重量/kg
1	6.27	7.5	10	30	500	0.04
2	9.14	10	15	30	500	0.08
3	17.41	12.5	17.5	50	600	0.158
4	22.06	15	25	50	600	0.195
5	28.56	20	30	40	500	0.225
6	39.63	25	35	40	500	0.33



编号	a/cm	b/mm	a_1/mm	b_1/mm	H/mm
1	5	25	15	30	150
2		35		40	200
3	10	30	20	35	200
4		40		45	200
5	15	30	25	35	200
6		40		45	200
7	20	40	30	45	200
8		50		55	200
9	25	45	35	50	200
10		55		60	240

出气针与出气片尺寸：用机器造型生产的薄壁复杂铸件，如汽缸体、汽缸盖等，常采用出气针或出气片等来排出铸件易产生气孔缺陷部位的气体。出气针一般设在铸件凸台、螺栓凸台等处，见表4.7-157。出气片一般设在铸件法兰处，见表4.7-158。

应用实例：以汽缸体为例，说明出气孔的设计原理，见图4.7-177。

该缸体为直列六缸，净重150 kg，外廓尺寸为833 mm×301 mm×382 mm。采用湿型砂，高压多触头造型线生产。明出气孔1用于排除8#～13#曲轴箱缸筒砂芯的气体。与其相连的2为减压排气室，3、4为连接通道。明出气孔5用来排出缸筒型腔部位的气体，这部分气体全来自浇注中卷入的气体、铁液中的气体及8#～13#芯外表面与水套芯5#产生的气体。与其相连的6为排气过桥，它对排出气缸筒中气体的作用极大。明出气孔8用于排除5#水套芯的气体。暗出气孔7、9用于排出凸台和法兰处的气体。暗出气片10用于排出法兰处的气体。15为明出气板孔，用于排出1#、2#气门室砂芯的气体。

其余：11为直浇道，12为过滤器，13为分配直浇道，14为横浇道，16为内浇道。

表 4.7-157 出气针尺寸 mm

图例	R	d	H	r
出气针、凸台、d、H、r、R（图）	5	6	30～60	2
	6～10	8～14	40～80	3～5
	11～20	10～20	50～90	3.5～7
	21～30	12～35	70～100	4～14

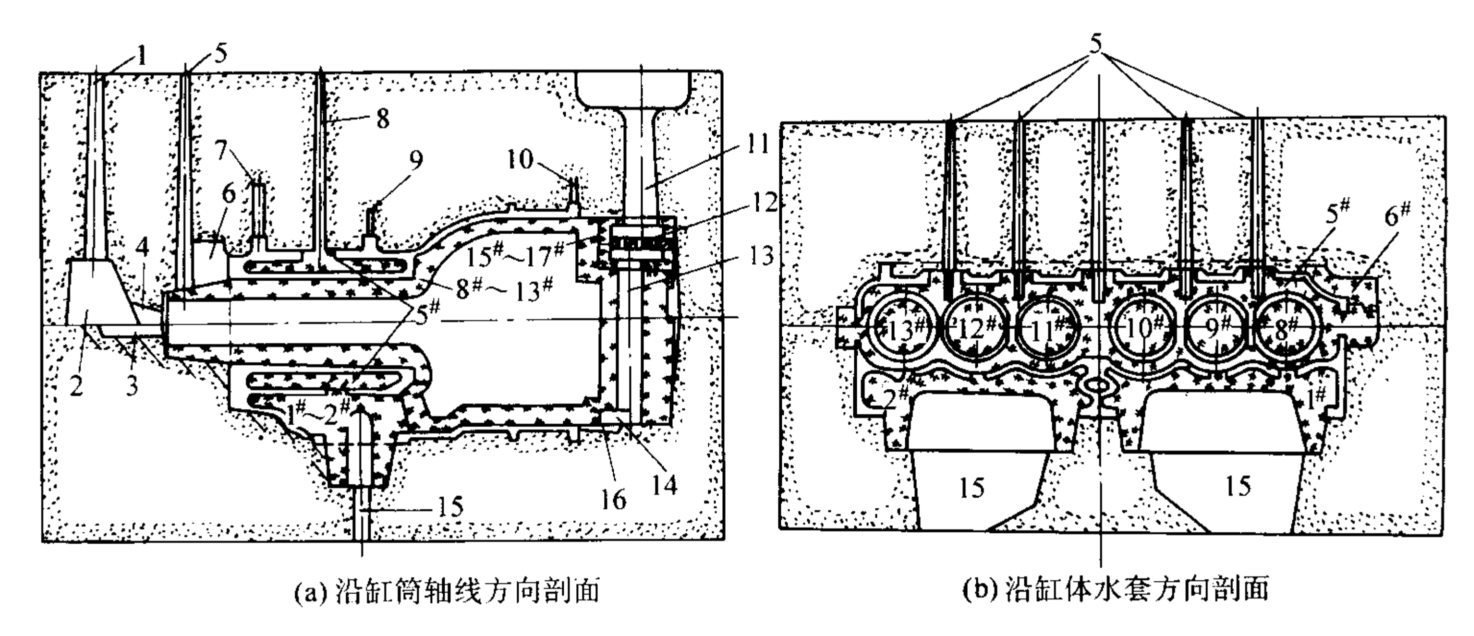


图 4.7-177　汽油机缸体出气孔布置简图

表 4.7-158　出气片尺寸　　mm

图　例	厚　度		a	b	h	α/ (°)	l
	铸件肋条	8	5	3	50	5	30 ~ 60
		10	6	4	60	5	40 ~ 80
		15	8	5	70	7	50 ~ 90
	铸件壁厚	5 ~ 6	4 ~ 5	2 ~ 3	50	5	30 ~ 60
		7 ~ 10	5 ~ 8	3 ~ 5	60	5	40 ~ 80
		11 ~ 15	6 ~ 10	4 ~ 6	70	7	50 ~ 90

6.7　冷铁

为增加铸件局部冷却速度，在型腔内部及工作表面安放的金属块称为冷铁。冷铁分为内冷铁和外冷铁两大类。放置在型腔内能与铸件熔合为一体的金属激冷块叫内冷铁；造型（芯）时放在模样（芯盒）表面上的金属激冷块叫外冷铁。内冷铁成为铸件的一部分，应和铸件材质相同。外冷铁用后回收，一般可重复使用。根据铸件材质和激冷作用强弱，可采用钢、铸铁、铜、铝等材质的外冷铁，还可采用蓄热系数比硅砂大的非金属材料，如石墨、碳素砂、铬镁砂、铬砂、镁砂、锆砂等作为激冷物使用。

冷铁的作用有：

1）在冒口难于补缩的部位防止缩孔、缩松。

2）防止壁厚交叉部位及急剧变化部位产生裂纹。

3）与冒口配合使用，能加强铸件的顺序凝固条件，利用冷铁形成的末端区，扩大冒口补缩距离或范围，减少冒口数目或体积。

4）用冷铁加速个别热节的冷却，使整个铸件接近于同时凝固。既可防止或减轻铸件变形，又可提高工艺出品率。

5）改善铸件局部的金相组织和力学性能。如细化基体组织，提高铸件表面硬度和耐磨性等。

6）减轻或防止厚壁铸件中的偏析。

6.7.1　外冷铁

（1）种类

外冷铁分为直接外冷铁和间接外冷铁两类。直接外冷铁（明冷铁，见图 4.7-178）与铸件表面直接接触，激冷作用强，它又可分为有气隙和无气隙两种（见后面图 4.7-186）；间接外冷铁同被激的冷铸件之间有 10 ~ 15 mm 厚的砂层相隔，故又名隔砂冷铁、暗冷铁。激冷作用弱，但可避免灰铸铁件表面产生白口层或过冷石墨层，还可避免因明冷铁激冷作用过强所造成的裂纹。铸件外观平整，不会出现同铸件熔接等缺陷。间接外冷铁如图 4.7-179 所示。

（2）作用特点

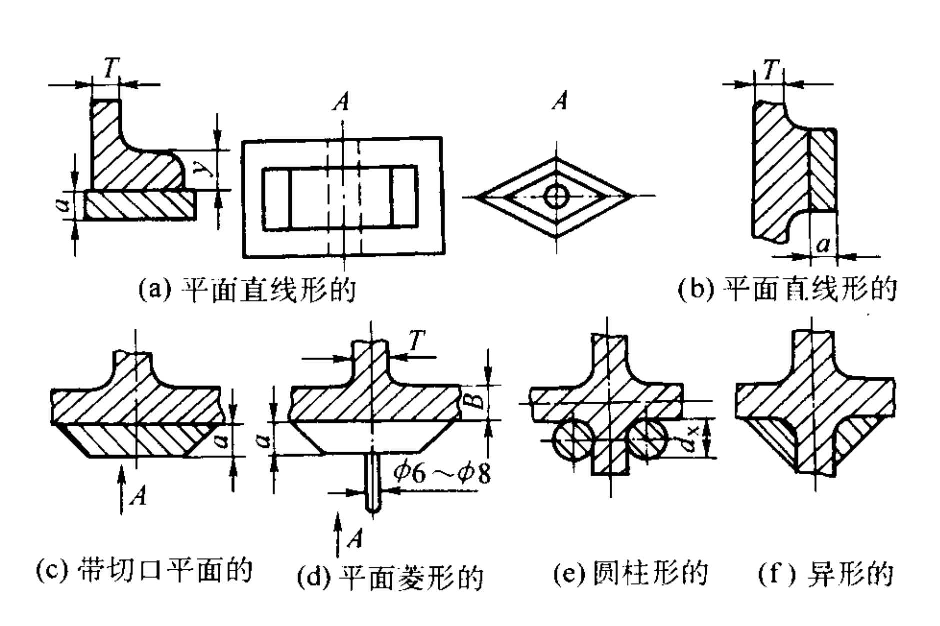


图 4.7-178　直接外冷铁

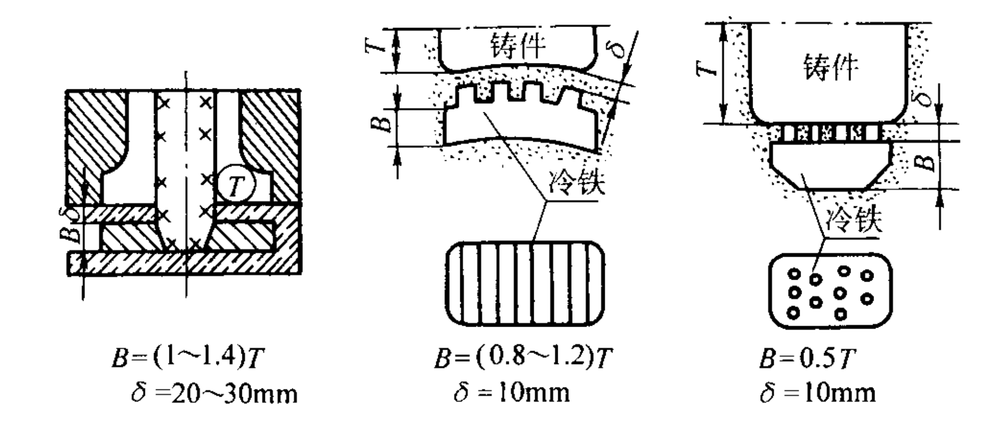


图 4.7-179　间接外冷铁

用接触面积为 76 mm × 76 mm、厚度不同的外冷铁，浇注 127 mm × 127 mm × 203 mm 的碳素钢长方体进行凝固速度的系统试验，结果如图 4.7-180 所示。

1）在开始阶段，外冷铁处钢的凝固速度快，以后外冷铁处的凝固速度同型砂处差不多。说明外冷铁吸热后激冷作用减弱。

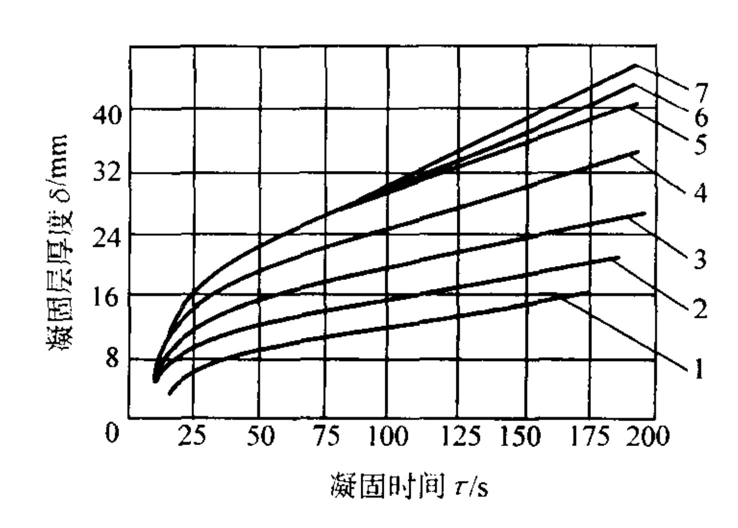


图 4.7-180 铸钢凝固速度和冷铁厚度的关系

1—砂型；2—冷铁厚 1.6 mm；3—冷铁厚 3 mm；4—冷铁厚 6 mm；5—冷铁厚 13 mm；6—冷铁厚 25 mm；7—冷铁厚 75 mm

2）冷铁厚度大，激冷作用强。但当厚度达一定值后，钢的凝固速度将不再增加。如厚度 13 mm、25 mm、75 mm 的冷铁效果几乎一样。因而没有必要用过厚的外冷铁。

3）外冷铁处钢的凝固层厚度约为砂型处的两倍多。在冷铁和砂型的交界处，由于凝固层厚度不同，因而线收缩开始时间不同，有可能引起裂纹，见图 4.7-181 中指出的位置。外冷铁的侧面应做成 45°的斜面，使砂型和冷铁交界处有平缓的过渡。其次，冷铁面积太大，已凝固层向冷铁中心收缩的应力也大，容易引起热裂。当需激冷表面积大时，宜采用多块小型外冷铁，间错布置，相互间留一定间隙。

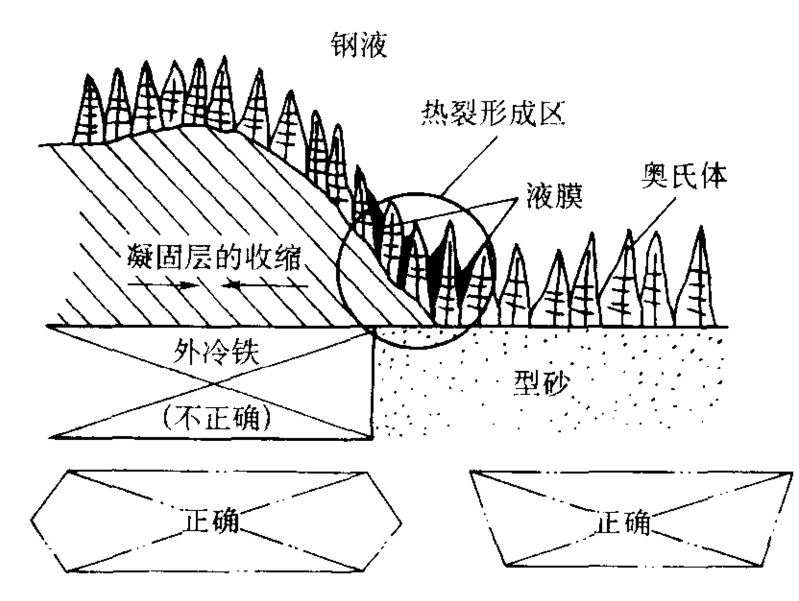


图 4.7-181 冷铁边界处的裂纹

实际生产中，外冷铁的激冷效果与：冷铁材质、表面涂料层的性质和厚度、冷铁尺寸、形状、布置位置和金属液流经冷铁时间的长短等多种因素有关。

（3）使用注意

1）外冷铁的位置和激冷能力的选择，不应破坏顺序凝固条件，不应堵塞补缩通道（见图 4.7-182）。

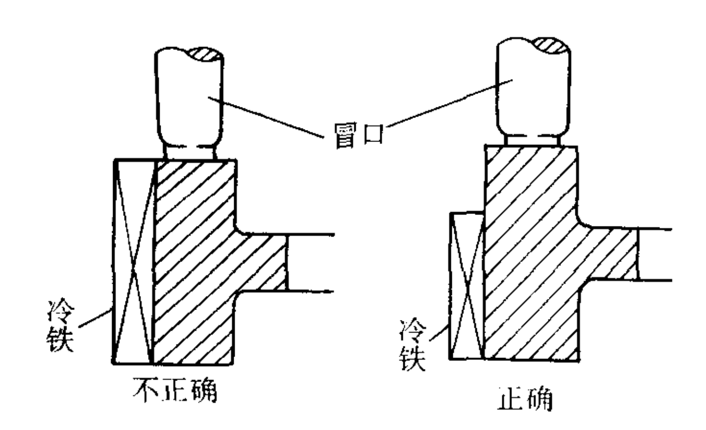


图 4.7-182 齿轮轮缘的冷铁

2）每块冷铁勿过大、过长，冷铁之间应留间隙。避免铸件产生裂纹和因冷铁受热膨胀而毁坏铸型。有关冷铁尺寸、间隙要求等参阅表 4.7-159。

3）外冷铁厚度可参照表 4.7-160 选取。

表 4.7-159 外冷铁长度和间距 mm

冷铁形状	直径或厚度	长度	间距
圆柱形	$d<25$	100 ~ 150	12 ~ 20
	$d=25\sim45$	100 ~ 200	20 ~ 30
板形	$B<10$	100 ~ 150	6 ~ 10
	$B=10\sim25$	150 ~ 200	10 ~ 20
	$B=25\sim75$	200 ~ 300	20 ~ 30

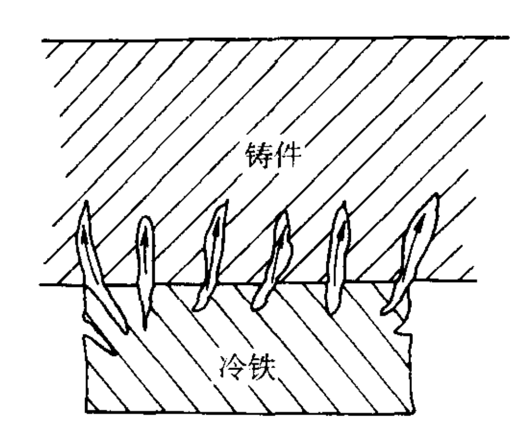


图 4.7-183 冷铁空洞中的空气引起铸件产生气孔

表 4.7-160 外冷铁的厚度（经验法）

序号	适用条件	外冷铁的厚度	序号	适用条件	外冷铁的厚度
1	灰铸铁件	$\delta=(0.25\sim0.5)T$①	4	铸钢件	$\delta=(0.3\sim0.8)T$
2	球墨铸铁件	$\delta=(0.3\sim0.8)T$	5	铜合金件	铸铁冷铁 $\delta=(1.0\sim2.0)T$ 铜冷铁 $\delta=(0.6\sim1.0)T$
3	可锻铸铁件	$\delta=1.0T$	6	轻合金件	$\delta=(0.8\sim1.0)T$②

① T 为铸件热节圈直径。

② 对轻合金件，当 $T>2.5$ 倍铸件壁厚时，需配合应用冒口。

4）尽量把外冷铁放在铸件底面和侧面。顶部外冷铁不易固定，且常影响型腔排气。

5）外冷铁工作表面应平整光洁，不得有气孔、缩凹等缺陷，去除油污和锈蚀，涂以涂料并烘干，以免使铸件产生气孔（见图 4.7-183）。涂料可分别采用松香酒精、炭灰水、全损耗系统用油、亚麻油、桐油砂（涂桐油后撒石英砂）等。

6）铸钢件的外冷铁一般用高碳钢制作。黄铜和无锡青铜件可用一般铸铁冷铁，锡青铜件则用石墨外冷铁。要求高的铸件应避免使用铸铁外冷铁，多次使用后氧及其他气体会沿石墨缝隙进入冷铁内部，造成其氧化、生长。当再次应用时，遇热就会析出气体，导致铸件气孔。

7）有时可采用导热性良好的造型材料代替形状复杂异形外冷铁，如锆砂、镁砂、铁屑、铁丸、碳素砂、碳化硅（金钢砂）等等。

（4）外冷铁的计算

工作表面积 设在铸件底部和内侧的外冷铁，在重力和铸件收缩力作用下同铸件表面紧密接触，称为无气隙外冷铁；设在铸件顶部和外侧的冷铁属于气隙外冷铁（见图 4.7-184）。显然无气隙的比有气隙的激冷作用强。

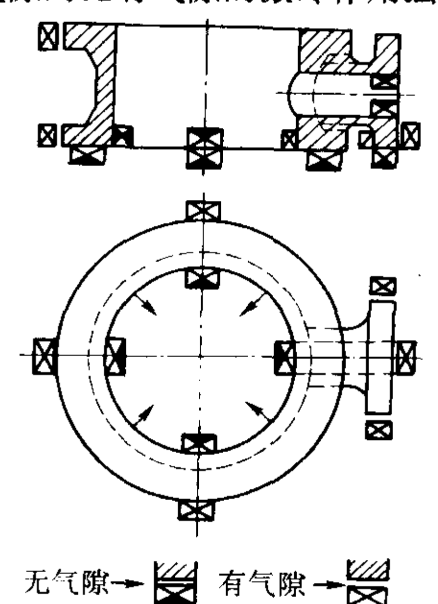


图 4.7-184 有、无气隙外冷铁

Wlodawer R. 指出：对于铸钢件，无气隙外冷铁的激冷效果，相当于在原有砂型的散热表面上，净增了两倍的冷铁工作表面积（$A_s = A_0 + 2A_{c1}$），有气隙外冷铁的效果，相当于在原有砂型散热表面积上净增了一倍的冷铁工作表面积（$A_s = A_0 + A_{c2}$）。应用了外冷铁使铸件凝固时间缩短，相当于使铸件模数由 M_0 减小为 M_1，由此可导出外冷铁工作表面积 A_c。

对无隙外冷铁有

$$A_{c1} = \frac{A_s - A_0}{2} = \frac{\frac{V_0}{M_1} - \frac{V_0}{M_0}}{2} = \frac{V_0(M_0 - M_1)}{2M_0 M_1} \quad (4.7\text{-}89)$$

对有隙外冷铁有

$$A_{c2} = A_s - A_0 = \frac{V_0}{M_1} - \frac{V_0}{M_0} = \frac{V_0(M_0 - M_1)}{M_0 M_1} \quad (4.7\text{-}90)$$

式中，V_0 为铸件(被激冷处)的体积；A_c、A_s、A_0 为冷铁工作表面积、砂型等效面积、铸件的表面积；M_0、M_1 为铸件原模数、使用冷铁后铸件的等效模数

$$M_1 = V_0/A_s = V_0/(A_0 + A_{c2} + 2A_{c1}) \quad (4.7\text{-}91)$$

其中 A_{c1}、A_{c2}为无气隙、有气隙冷铁工作面积。

为了计算方便，按式（4.7-89）、式（4.7-90）式制成列线图 4.7-185、图 4.7-186。所查出的无、有气隙冷铁工作面积为 A_{c1}/V_0、A_{c2}/V_0，即被激冷铸件单位体积所需的冷铁工作面积（cm^2/dm^3），乘以铸件（被激冷处）的体积 V_0 即得到冷铁工作面积 A_{c1} 和 A_{c2}。

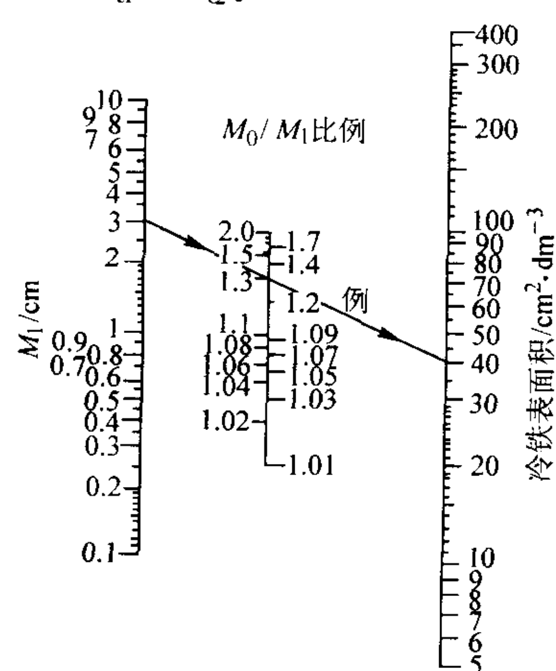


图 4.7-185 无气隙的冷铁工作表面积

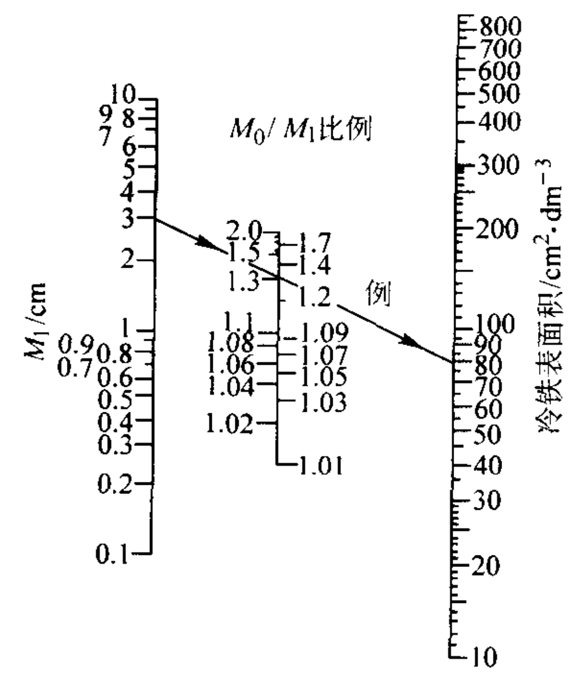


图 4.7-186 有气隙的冷铁工作表面积

铸造工艺人员可依工艺需要确定 M_1 的大小，然后利用式（4.7-89）、式（4.7-90）或图 4.7-184、图 4.7-185 计算出外冷铁的工作面积。当实现同时凝固时，M_1 等于热节四周薄壁部分的模数；实现顺序凝固时，$M_1 = (0.83 \sim 0.91)M_p$，$M_p$ 是热节旁补缩壁的模数。经验证明，只有满足 $M_p \geq 0.67M_0$ 的条件下，才能用外冷铁消除热节影响（见图 4.7-187）。

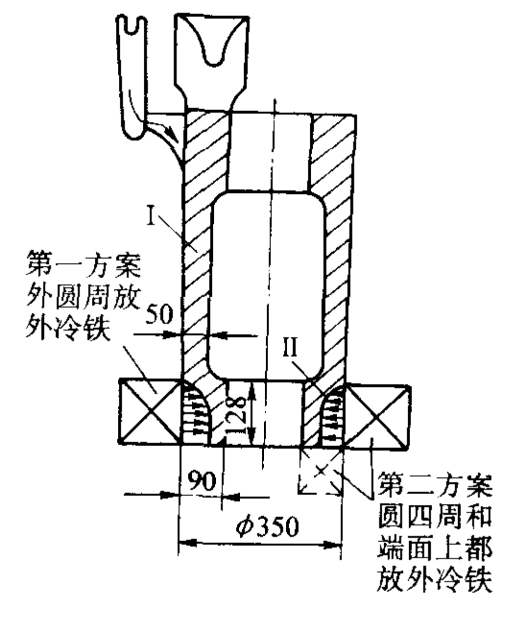


图 4.7-187 用冷铁实现顺序凝固

(5) 外冷铁的重量

为防止外冷铁被铸件熔接，应计算或校核外冷铁的重量。计算原理为：铸件（热节部分）的重量为 G_0，用外冷铁激冷后，铸件模数 M_0 减小为等效模数 M_1，对应 M_1 的铸件重量 G_1，则质量差（$G_0 - G_1$）所含的过热热量和结晶潜热应为外冷铁所吸收并使之升温。设 c_L、c_s 为金属液、固体的比热容，铸件凝固结束时允许外冷铁最高温度为 600℃。依热平衡原理可导出外冷铁的重量 G_c 为

$$G_c = \frac{(L + \Delta t c_L}{600c_s}\frac{(M_0 - M_1)}{M_0}G_0 \quad (4.7\text{-}92)$$

式中，Δt 为过热度，L 为结晶潜热。

6.7.2 内冷铁

内冷铁的激冷作用比外冷铁强，能有效地防止厚壁铸件中心部位缩松、偏析等。但应用时必须对内冷铁的材质、表面处理、重量和尺寸等严加控制，以免引起缺陷。通常是在外冷铁激冷作用不足时才用内冷铁，主要用于壁厚大而技术要求不太高的铸件上，特别是铸钢件。

一般应用的是"熔接内冷铁"，要求内冷铁和铸件牢固地熔合为一体。只在个别条件下才允许应用"非熔接内冷铁"，例如，在铸件加工孔中心放置的内冷铁，在以后加工时被钻去。常用内冷铁的形式如图 4.7-188 所示。

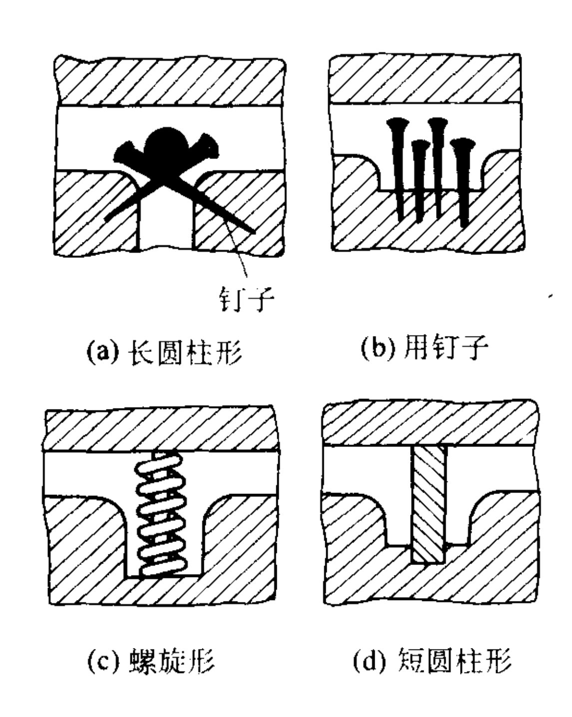


图 4.7-188　内冷铁形式

(1) 内冷铁的熔接过程

内冷铁的熔接过程可分为四个阶段（见图 4.7-189）：

1) 阶段Ⅰ　浇注后，在很短的时间内，冷铁吸热升温，使靠近冷铁表面的金属液过冷，产生类似纯金属组织的粒状等轴晶；

2) 阶段Ⅱ　自粒状等轴晶表面陆续生长树枝晶，随时间延长，结晶速度减小，直到结晶前沿停止前进，此时，冷铁的温度已上升到固相线附近；

3) 阶段Ⅲ　冷铁作用区温度升高，冷铁周围已形成的树枝晶重新熔化，冷铁表面达到熔点；

4) 阶段Ⅳ　内冷铁局部或完全熔化，最后由于铸件外壁结晶前沿向中心推进而使凝固结束。

用直径 100 mm 的圆柱形铸件，在 1 550℃浇注 w（C）＝0.45%的钢液进行试验；在铸件中心安放直径 20 mm 的内冷铁（w（C）＝0.3%，熔点比铸件高），冷铁的最高温度稍高于固相线，铸件凝固过程使冷铁达到第三阶段而结束；而在铸件中心安放直径为 15 mm 的内冷铁（w（C）＝0.3%）时，则内冷铁达第Ⅳ阶段，被熔化。

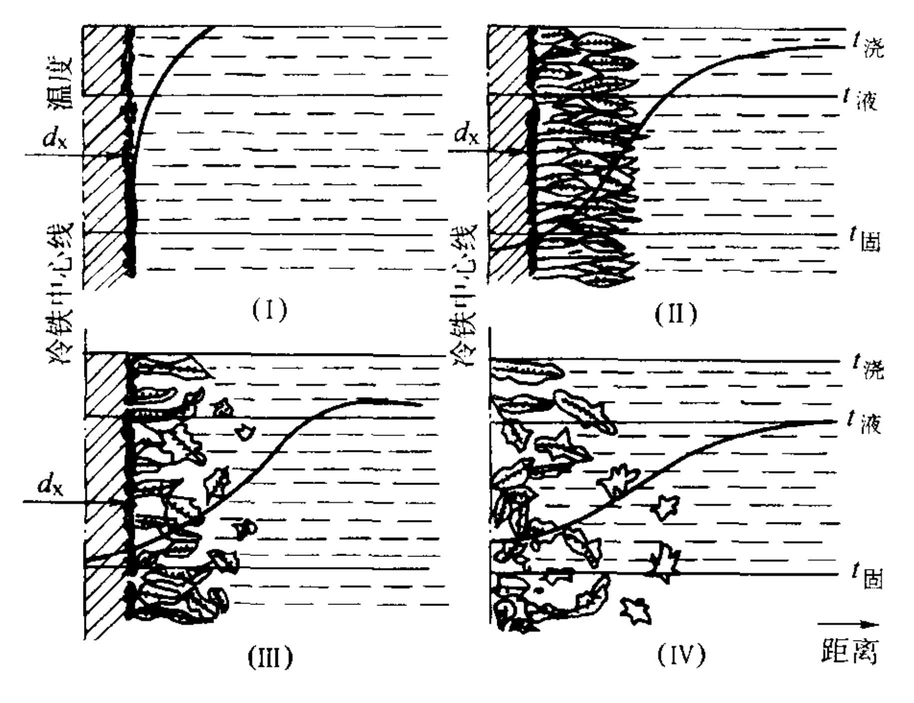


图 4.7-189　内冷铁的熔接过程

由此可见，内冷铁尺寸过大，其最高温度达不到固相线，在铸件凝固过程第Ⅱ阶段即令冷铁降温。因而内冷铁不能和铸件熔合，成了“非熔接内冷铁”，影响铸件的力学性能，甚至可能引起裂纹；内冷铁尺寸过小，会出现第Ⅳ阶段，内冷铁被熔化，其周围出现缩孔或缩松。只有冷铁尺寸适中，才于第Ⅲ阶段时开始降温，它既保证和铸件熔接，又可避免缩孔和缩松。此外，为避免出现第Ⅳ阶段，可选用比铸件材质熔点略高的内冷铁材质。例如，对于碳质量分数为0.24%～0.45%的铸钢件，可选用 w（C）＝0.1%～0.2%的钢材（最好是镇静钢）制造内冷铁。要求高的合金钢、铜合金、轻合金铸件，应采用和铸件材质相同的材料作内冷铁。

(2) 内冷铁重量和尺寸的确定

1) 模数法　由于内冷铁的激冷作用，使铸件（热节处）的凝固时间缩短，可以认为使铸件模数由 M_0 减小到 M_1。为实现同时凝固时，M_1 应比其相邻的薄壁部分的模数小10%；当实现顺序凝固时，M_1 应小于补缩壁的模数 M_P，即 $M_1=(0.83\sim0.91)M_p$；当实体的铸件需要减小冒口体积时，冒口模数 $M_R=(1.1\sim1.2)M_1$。

熔接内冷铁的计算原理（图 4.7-190）：铸件热节部分所释放出的多余热量，为其过热热量及 1/3 的熔化热，应使内冷铁升温到固相线温度（1 450℃），并吸收 1/2 的熔化热。由此可得计算内冷铁质量的热平衡方程式：设铸件热节部分体积为 V_0，模数 M_0，内冷铁的体积 V_d，安放内冷铁后铸件模数变为 M_1，对应模数 M_1 的铸件体积为 V_1，则有热平衡关系式

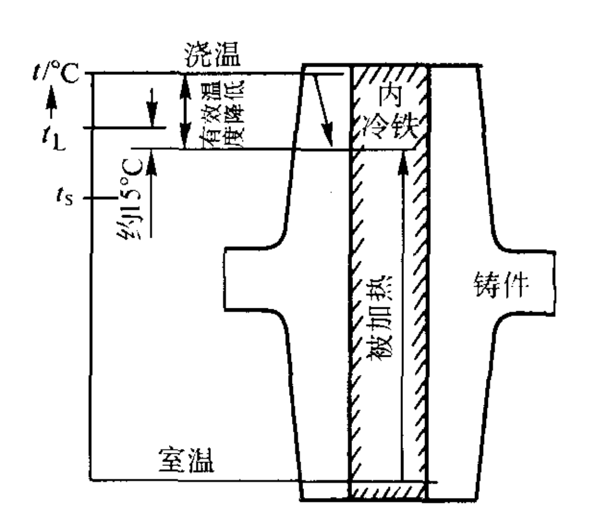


图 4.7-190　内冷铁的计算原理

$$(V_0-V_d-V_1)\left(\frac{L}{3}+q_s\right)\rho=V_d\rho\left(c_s t_s+\frac{L}{2}\right)$$

故
$$V_d=\frac{\dfrac{L}{3}+q_s}{c_s t_s+\dfrac{L}{2}+\dfrac{L}{3}+q_s}(V_0-V_1)，而\ V_1=\frac{M_1}{M_0}V_0$$

令
$$f=\frac{\left(\dfrac{1}{3}L+q_s\right)}{\left(c_s t_s+\dfrac{1}{2}L\right)+\left(\dfrac{1}{3}L+q_s\right)} \tag{4.7-93}$$

$$G_d=f\rho V_0\left(\frac{M_0-M_1}{M_0}\right) \tag{4.7-94}$$

式中，G_d 为熔接内冷铁重量，kg；ρ 为内冷铁密度，kg/m³；f 为系数，对铸钢件 f 值见表 4.7-161；L 为合金熔化热，J/kg，对铸钢 $L=268$ kJ/kg；q_s 为合金过热热量，J/kg；T_s 为合金固相线温度，℃，对于铸钢件，$t_s=1\,450$℃；c_s 为内冷铁的固态比热容，J/（kg·K），$c_s=0.67$ kJ/(kg·K)。

由式（4.7-94）并结合实验数据导出熔接内冷铁的最大直径 d_{max}（mm）计算式为

$$d_{max}=0.1\,tuM_1^{\ 1.8} \tag{4.7-95}$$

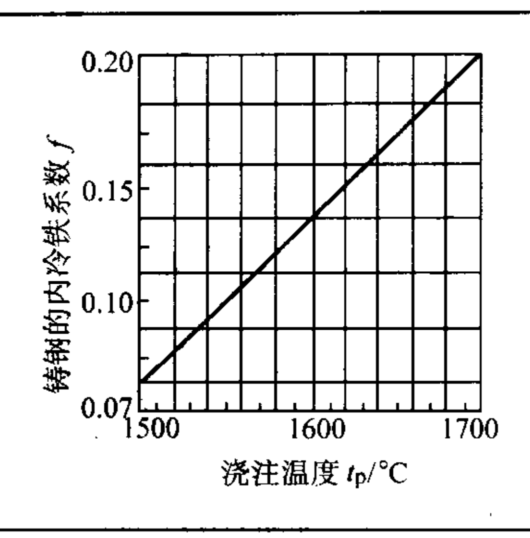
式中，tu 为钢液过热度（℃），等于钢液充型温度与 1 450℃的温度差。

该计算方法只考虑使内冷铁能熔接，并未涉及其他方面，所得结果应和经验法加以对照。当内冷铁重量分数 K 超过表 4.7-163 中数据时，就不应单用内冷铁，而应同时采

用外冷铁。

表 4.7-161　铸钢熔接内冷铁系数 f

浇注温度 t_P/℃	用于熔接内冷铁的热/kJ·kg^{-1}			f
	$L/3$	q_s	总	
1 500	89.33	—	89.33	0.078 2
1 550	89.33	41.8	131.13	0.109 6
1 620	89.33	100.5	189.83	0.150 0
1 700	89.33	167.5	256.83	0.193 0



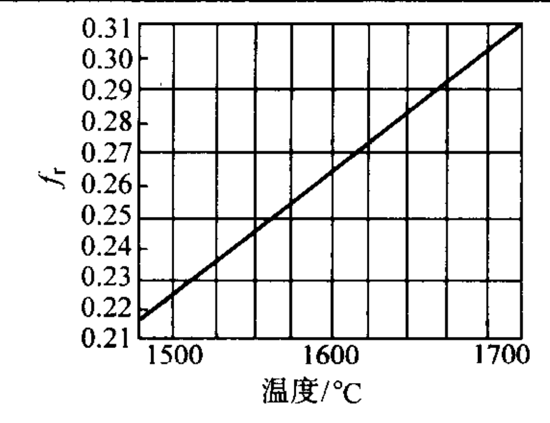
非熔接内冷铁的计算原理：铸件热节部分所释放出的多余热量，为其过热热量及熔化热，应使内冷铁升温到固相线温度（1 450℃）。由此可得计算内冷铁重量的热平衡方程式

$$G'_d = f_2 \rho V_0 \left(\frac{M_0 - M_1}{M_0} \right) \qquad (4.7\text{-}96)$$

$$f_2 = \frac{L + q_s}{c_s T_s + L + q_s} \qquad (4.7\text{-}97)$$

式中，G'_d 为非熔接内冷铁的重量，f_2 为铸钢非熔接内冷铁的系数见表 4.7-162。其余符号的意义同式（4.7-93）、式（4.7-94）。

表 4.7-162　铸钢非熔接内冷铁的系数 f_2



钢液温度 t/℃	f_2
1 500	0.216
1 550	0.242
1 620	0.275
1 700	0.510

铸钢非熔接内冷铁不要求冷铁表层被熔融，冷铁升温至 1 450℃即可。由此导出非熔接内冷铁的最大直径 d_{max}（mm）计算式为

$$d_{max} = 0.2utM_1^{1.8} \qquad (4.7\text{-}98)$$

式中，ut 为钢液过渡度，℃，等于钢液充型温度与1 450℃的温度差。

2）经验法　内冷铁重量 G_d 可依如下经验式计算

$$G_d = KG \qquad (4.7\text{-}99)$$

式中，G 为铸件或被激冷的热节部位重量；K 为系数，即内冷铁占铸件（热节处）的质量分数，见表 4.7-163。

表 4.7-163　内冷铁占铸件的质量分数 K

钢铸件类型	K/%	内冷铁直径/mm
小件铸件，或铸件要求高。防止因内冷铁而使力学性能急剧降低	≤2～5	5～15
中型铸件，或铸件上不太重要的部分，如凸肩等	≤6～7	15～19
大型铸件对熔化内冷铁非常有利时，如床座，锤头、砧子等	≤8～10	19～30

注：1. 对实体铸件，如砧子等，内冷铁按铸件总重量计算，在其他条件下，则按放置冷铁的部分重量计算。
2. 若流经内冷铁处的金属液多，取上限，否则取下限。

① 铸件钻孔部位内冷铁　在铸件需要钻孔的部位，当使用内冷铁时，内冷铁直径 $d = (0.4 \sim 0.5)D$，D—钻孔直径（见图 4.7-191）。

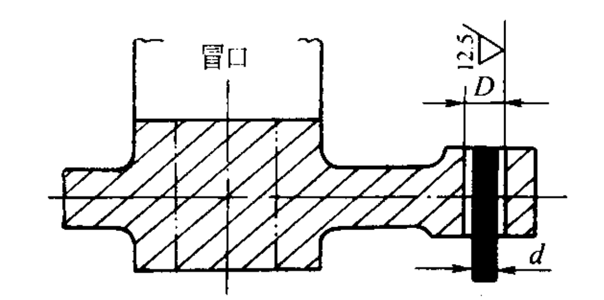


图 4.7-191　铸件钻孔部位内冷铁

② 铸件局部热节处的内冷铁　铸件中局部热节点的热节圆直径小于 150 mm 时，可采用圆杆内冷铁或螺旋内冷铁。圆杆内冷铁的尺寸见表 4.7-164。图 4.7-192 可用以确定 L、T 和 X 形接头内冷铁的尺寸。螺旋内冷铁可按表 4.7-165 选择，螺旋内冷铁的重量按占铸件被激冷热节重量的 1.5%～4%计算。

表 4.7-164　铸钢件接头部位的圆杆内冷铁

热节圆直径 D/mm	30	40	50	60	70		80	90	100
内冷铁直径 d/mm	6～10	10～12	12～16	16～20	18～22	12～15	16～18	10～18	12～20
内冷铁根数	1	1	1	1	1	2	2	3	3

D　d　冷铁　d

注：同一热节放 2～3 根冷铁时，应事先点焊在一起。

图 4.7-192 T、L、X形热节处内冷铁尺寸的确定
圆角半径 r：1—15 mm；2—12 mm；3—10 mm；4—8 mm；5—6 mm

例如，有一"T"形热节，铸件壁厚 25 mm，连接的铸造圆角半径为 15 mm，从图 4.7-192 中沿虚线所示方向查出内冷铁直径应为 11.5 mm。

③ 厚实铸钢件使用的内冷铁。重量、规格和布置可参照表 4.7-166 确定。

(3) 应用注意

1) 内冷铁材质应和铸件相同，不应含有过多气体（如沸腾钢内冷铁易引起气孔），表面须十分洁净，应去除锈斑和油污等。

2) 对于干砂型，内冷铁应于铸型烘干后再放入型腔；对于湿砂型，放置内冷铁后应尽快浇注，不要超过 3 ~ 4 h。以免冷铁表面氧化、凝聚水分而引起铸件气孔。

3) 内冷铁表面应镀锡或锌，以防存放时生锈。

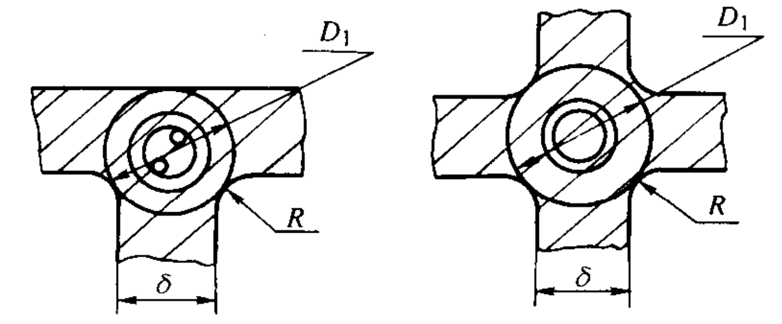
4) 放置内冷铁的砂型应有明出气孔或明冒口。

标准冒口的尺寸关系见表 4.7-167。

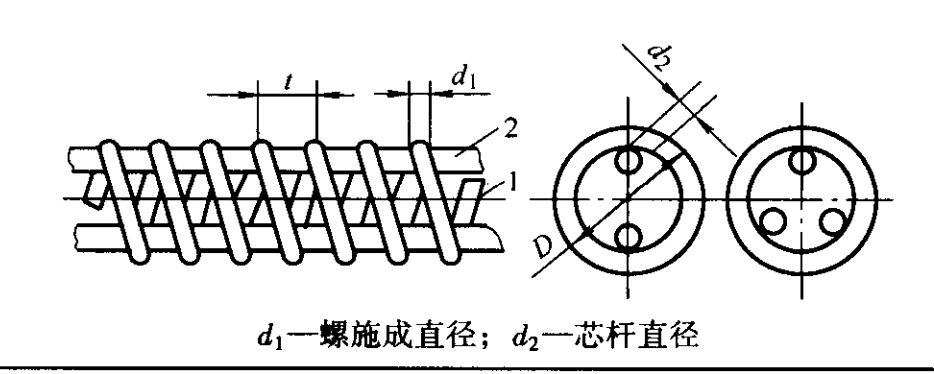
5) 铸铁件很少应用内冷铁，因为越是厚大的铸铁件，其石墨化自补缩的能力越强，可以采用安全小冒口或无冒口铸造工艺获得致密铸件。

表 4.7-165 螺旋内冷铁的参数值

铸件热节圆		合适的螺旋内冷铁规格		
直径 D_1/mm	重量 /kg	螺旋线直径 d_1/mm	芯杆直径 d_2/mm	芯杆数量 /根
30	5.5	1 ~ 1.5	3 ~ 4	1
40	10.0	2 ~ 2.5	3 ~ 6	1
50	15.5	3 ~ 4	4 ~ 6	1
60	22.3	3 ~ 4	4 ~ 6	1
70	30.3	3 ~ 4	5 ~ 8	1 ~ 2
80	41	5 ~ 6	6 ~ 8	2 ~ 3
90	50	5 ~ 6	6 ~ 8	2 ~ 3
100	62	5 ~ 6	8 ~ 10	2 ~ 3
110	75	5 ~ 6	10 ~ 12	2 ~ 3
120	89	5 ~ 6	10 ~ 12	2 ~ 3
100	104	5 ~ 6	10 ~ 12	2 ~ 3

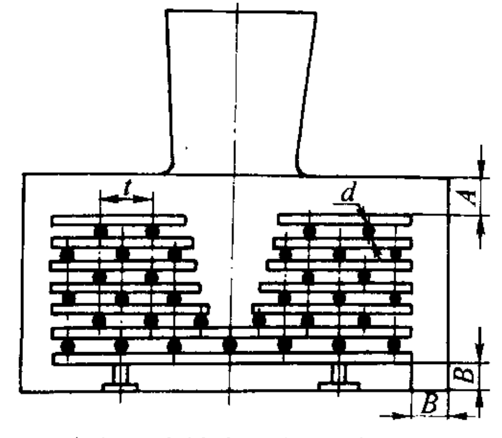


δ—铸件壁厚；R—铸造圆角



d_1—螺施成直径；d_2—芯杆直径

表 4.7-166 厚实钢铸件内冷铁的参数值



砧座（冷铁布置的一种形式）

铸件受激冷的最小厚度 δ 或热节直径 d/mm	砧座类铸件的重量/t	内冷铁占铸件（或热）的重量百分数/%	内冷铁参数值/mm				适用范围
			d	t	A	B	
100 ~ 200		1 ~ 2	10 ~ 12	上部≈11d 中部≈8d 下部≈5d	60	40	机架及破碎机类铸件
>200 ~ 300		1.5 ~ 2.5	12 ~ 16		60 ~ 80	40 ~ 50	
>300 ~ 400		2.5 ~ 3.5	16 ~ 20		60 ~ 80	50 ~ 60	
>400 ~ 500		3 ~ 4	20 ~ 25		80 ~ 100	60 ~ 70	
>500		4 ~ 5	25 ~ 30		100 ~ 120	70 ~ 80	

续表 4.7-166

铸件受激冷的最小厚度 δ 或热节直径 d/mm	砧座类铸件的重量/t	内冷铁占铸件（或热）的重量百分数/%	内冷铁参数值/mm				适用范围
			d	t	A	B	
	<15	4~5	16~30	上部≈11d	100~180	75~90	砧座类铸件
	15~60	4.5~6.5	20~35	中部≈8d	200	80~100	
	>60	5~7	25~40	下部≈5d	200	80~100	

注：机架尽可能采用间接外冷铁控制凝固。

表 4.7-167　标准冒口系列尺寸关系

圆柱形明冒口（类型Ⅰ、类型Ⅱ）

	类型Ⅰ $h=d$	类型Ⅰ $h=1.5d$	类型Ⅱ $h=d$	类型Ⅱ $h=1.5d$
M_r	$0.1174d$	$0.201d$	$0.1667d$	$0.187d$
V_r	$0.935d^3$	$1.429d^3$	$0.785d^3$	$1.18d^3$

圆柱形暗冒口　圆柱形侧暗冒口

	圆柱形暗冒口 $h=d$	圆柱形暗冒口 $h=12d$	圆柱形暗冒口 $h=1.2d$	圆柱形侧暗冒口 $h=1.5d$, $a=d$, $b=0.53d$	圆柱形侧暗冒口 $h=2d$, $a=d$, $b=0.615d$
M_r	$0.166d$	$0.178d$	$0.1904d$	$0.189d$	$0.21d$
V_r	$0.645d^3$	$0.811d^3$	$1.047d^3$	$1.04d^3$	$1.318d^3$

腰圆形明冒口（类型Ⅰ、类型Ⅱ）

	类型Ⅰ $b=1.5a$, $h=1.25a$	类型Ⅰ $b=2a$, $h=1.5a$	类型Ⅱ $b=1.5a$, $h=1.25a$	类型Ⅱ $b=2a$, $h=1.5a$
M_r	$0.129a$	$0.25a$	$0.207a$	$0.237a$
V_r	$1.879a^3$	$3.079a^3$	$1.605a^3$	$2.67a^3$

腰圆形暗冒口

	腰圆形暗冒口 $b=1.5a$, $h=1.5a$	腰圆形暗冒口 $b=2a$, $h=1.5a$
M_r	$0.224a$	$0.242a^3$
M_r	$1.743a$	$2.43a^3$

续表 4.7-167

球形暗冒口		球形暗冒口
		$d' = 0.61d$
	M_r V_r	$0.166\,7d$ $0.523d^3$

7 模样、模板设计

模样、模板、模板框、砂箱、砂箱托板、芯盒、烘干板(器)、砂芯修整磨具、组芯及下芯夹具、量具及检验样板、套箱、压铁等，都是造型、制芯及合箱过程中所使用的模具和装置，统称铸造工艺装备（foundry riggings）。此外，芯盒及烘干器的钻模和修整标准属于“二次”铸造工艺装备。

对于大批量生产的重要铸件，应经过试制阶段，证明铸造工艺切实可行后，才进行工装设计。所设计的各种模具应满足铸件要求，加工、使用方便，成本低廉。

7.1 模样设计

7.1.1 材质

模样按材质、结构分类，其特点及适用范围见表 4.7-168；木模常用木材的物理、力学性能见表 4.7-169；金属模样材料及其性能见表 4.7-170。

表 4.7-168 模样分类及适用范围

分类方法	名　称	特　点	适用范围
按模样材质分	木模样	质轻、易加工、价廉，但强度低、易吸潮变形和损伤，尺寸精度低	用于单件、小批量或成批生产的各种模样
	铝合金模样	轻、易加工、表面光滑、耐蚀，但强度较低、不耐磨	用于成批和大量生产的中、小铸件
	铜合金模样	易加工、表面光滑、耐蚀、耐磨，但成本高	用于制造精度要求较高的薄、小铸件模样及肋板、活块等
	铸铁模样	加工后表面光滑，强度硬度高、耐用且价廉，但密度大，易锈且不易加工	用于中大型、大量生产的铸件模样
	塑料模样	重量轻、制造工艺简单、表面光、强度及硬度较高、耐蚀、易复制、成本低；质脆，不能加热，原材料有毒	用于成批、大量生产的各种铸件模样，特别适用于形状复杂难于加工的模样
	菱苦土模样	表面光洁、易加工、变形小、不吸潮、硬度较高、成本低，但重量大，冲击韧性差	用于中大型件的小批生产，尤其是曲面结构模样更为适用
	泡沫塑料模样	重量轻、制作简便，但较贵、表面不光滑、压力下会变形，只能用一次，又称消失模	用于各种批量生产的各种模样，制造用普通铸造方法难于生产的铸件，特别是不易起模的部分
	组合模样	用两种材料组合而成，例如为避免局部磨损过快，而用耐磨金属镶在模样上，或为起模方便用更光滑的材料镶在难于起模处	用于有局部要求的模样
按模样结构分	整体模样	制作方便，可避免因模样分开而引起的模样损坏或变形	用于形状简单或小批量生产的铸件
	分开模样	模样沿分型面分开，制成上、下半模或多开模的形式	大部分铸件采用此结构的模样
	刮（板车）	用专制的刮板，以特定的轨道基准或围绕旋转轴线作回转运动，刮砂而制成砂型，刮板制造方便但造型麻烦，生产效率低	用于单件、小批量生产外形简单的或旋转体铸件
	骨架模样	铸件截面形状简单，但不能用刮（车）板造型，模样表面又不易加工时，可用此种结构	用于铸件尺寸较大的单件、小批量生产铸件

表 4.7-169　木模常用木材的物理、力学性能

序号	树种	产地	单位体积重量/kg·m⁻³	水分减少 1% 的收缩量/%		顺纹受压强度极限/MPa	静曲强度极限/MPa	横纹受压（局部）强度极限/MPa		顺纹剪切强度极限/MPa		冲击功（弯曲抵抗力）/J·cm⁻²	硬度[①]/MPa		
				径向	弦向			径向	弦向	径向	弦向		径面	弦面	端面
			a	b	c	d	e	f	g	h	i	j	k	l	m
1	红松	东北	440	0.122	0.321	32.8	65.3	3.8	3.9	6.3	6.9	1.75			22
2	鱼鳞云杉	黑龙江伊春	451	0.171	0.349	42.4	75.1	4.4	4.4	6.2	6.5	2.42	17.6	16.1	25
3	臭冷杉	小兴安岭	384	0.129	0.366	36.4	65.1	3.2	3.6	5.7	6.3	1.59			
4	落叶松	小兴安岭	641	0.169	0.396	55.7	109.4	4.9	8.9	8.5	6.8	2.45			37.7
		大兴安岭	696	0.186	0.411	52.4	117.9	6	7.3	9.1	9.2	2.3	32.7	31.3	41.2
		大兴安岭	625	0.167	0.401	54.2	101.6	4.7	7.0	7.4	8.6	2.47			34.5
5	马尾松	湖南会同	515	0.150	0.296	59.4	90.2	4.3	7.1	7.4	6.8	1.94	25.3	27.9	29.2
		湖南莽山	592	0.187	0.327	36.6	79.4			9.0	8.4	2.29	32.2	36	42.2
		江西	476	0.137	0.303	32.9	76.3	3.9	4.2	7.5	7.4	2.2	20.8	23.5	25.2
		安徽黄山	533	0.140	0.20	41.9	80.7	3.5	3.7	7.3	7.1	1.89	25	29.5	29.7
6	杉木	湖南江华	376	0.123	0.291	40.6	68.3	3.3	3.7	4.1	5	1.46			26.5
		贵州锦屏	362	0.130	0.289	36.8	66.3	2.9	3.3	3.1	3.8	1.92			24.3
		四川青衣江	387	0.107	0.235	38.5	70.6	3.3	4	6.1	6.6	1.53	14.9	16.1	28.5
		安徽黄山	394	0.115	0.259	38.1	73.7	3.8	4.3	6.2	6.4	1.25	18.5	20.6	30.4
7	柏松	湖北崇阳	600	0.127	0.180	54.3	100.5	10.8	9.7	9.6	11.1	2.3	42.5	43.5	59.5
		四种江泽	562	0.125	0.168	41	85.2	8.7	9.4	8.3	9.1	2.41	36.7	39.5	54.1
8	紫椴	长白山	493	0.190	0.260	31.6	60.4	4.3	3	6.5	7.9	2.47			23.2
9	山杨	长白山	486			34		4.8	2.9	6.4	8.1				
10	白桦	小兴安岭	609	0.23	0.325	43.3	89.9	5.6	3.6	7.7	10.5	4.86	32.4	31.3	35.2
		长白山	567	0.259	0.336	40.4	90.4	6.5	3.8	7.1	9.5	4.6	26	26.4	32.5
11	核桃楸	长白山	526	0.192	0.291	36.7	76.8	6.7	4.8	8.8	10	2.64			34.9

① 试验通常是用球顶面硬度的方法，即把中座的半圆球（直径 11.28 mm）压进到它的半圆深度所需要的力量做为硬度的量度。

表 4.7-170　金属模样材料及其性能

材料种类	合金牌号或代号	密度/g·cm⁻³	收缩率/%		应用范围
			自由收缩	实际取用	
铝合金	ZL201	2.81	1.35～1.45	1.0～1.25	各种模样及整体铸模板
	ZL102		0.9～1.0		
	ZL104		0.9～1.1		
铜合金	ZCuSn5Pb5Zn5	8.8	1.6	1.5	各种肋条、活块、镶片等
	ZCuZn38Mn2Pb2	8.5	1.53		

续表 4.7-170

材料种类	合金牌号或代号	密度 /g·cm^{-3}	收缩率/%		应用范围
			自由收缩	实际取用	
灰铸铁	HT150	6.8~7.1	0.8~1.0	0.8~1.0	尺寸较大的模样及模板
	HT200	7.2~7.3	0.8~1.0		
球墨铸铁	QT500-7	7.3	0.8~1.0	1.0	
铸钢及钢材	ZG270-500	7.8	1.6~2.0	1.4~2.0	出气冒口、通气针、芯头模样等

7.1.2 金属模的结构

设计的结构应便于加工制造。一般金属模尽量采用机床加工，减少钳工量。特别复杂、难于加工的模样，可用陶瓷型铸造法、电铸法制造。

(1) 模样本体结构

类型可参照表 4.7-171 选择。平装式结构简单，容易加工，最常用。嵌入式在特殊条件下应用（见图 4.7-193）：如模样部分表面凹入分型面以下（见图 4.7-193a）；分型面以上模样过薄，加工、固定困难（见图 4.7-193b）；分型面通过模样圆角（见图 4.7-193c）；很小的模样（见图 4.7-193d），为便于加工、定位和固定等。

选定模样结构后，即可依铸造工艺图确定模样的外形。

(2) 壁厚及加强肋

应尽量减轻模样，除了薄小模样（小于 50 mm × 50 mm 或高度低于 30 mm）以外，都应制成空心结构。平均轮廓尺寸大于 150 mm 的模样，内部设加强肋。加强肋的形式和模样壁厚选择见图 4.7-194。一直到模样底面上的肋称为落地肋，适用于高度低于 100 mm 且长、宽尺寸较大的模样；稍高于模样底面的肋，适用于中、小模样，其高度小于75 mm，距底面 5~10 mm；拱型肋适用于高模样。

高压造型用模样应比图 4.7-194 所给的壁厚加大 50%~100%。加强肋应采用落地式肋。

表 4.7-171 金属模样本体结构类型

分类方法	模样名称	主要特点	适用范围
有无分模面	整体式	模样为一整体，无分模面	极其简单的铸件
	分开式	模样分成两半或多块	各种铸件
是否装配	整铸式	模样与模底板整铸在一起	简单的小双面模板
	装配式	平装式：模样平装在模底板上	一般模样的模板
		嵌入式：模样嵌入模底板上表面	特殊需要时用

依模样大小和使用要求来布置加强肋，肋距 150~400 mm，厚度为 0.8~1.0 倍的模样壁厚。

(3) 固定孔和定位孔

模样向模底板上固定，可用螺钉或螺栓，用定位销定位。故模样上应设有定位销孔及固定用通孔或螺纹孔。

依 0.8~1.0 倍模样壁厚尺寸选用螺栓直径，按中等精度配合设计螺栓孔尺寸。螺栓孔位置应尽量靠近模样四周，并均匀分布，还要顾及勿和模板底部的肋条相碰。

模样上钻通孔，螺钉穿过模样与模底板固定，称为上固定法，如图 4.7-195a 所示。优点：便于选择螺孔位置，钻孔和装配方便。缺点：破坏模样的工作表面，紧固后需用塑料或铝等填平模样表面上的螺钉孔坑；模底板上钻通孔，模样上攻螺纹孔的固定方法称下固定法，如图 4.7-195b 所示。优点是模样工作表面不受损害。缺点是确定螺孔位置要躲开模底板底部之肋条，还要让出搬手空间，安装不甚方便。下固定法用于模样高大且四周没有低矮的突边可利用的条件下。

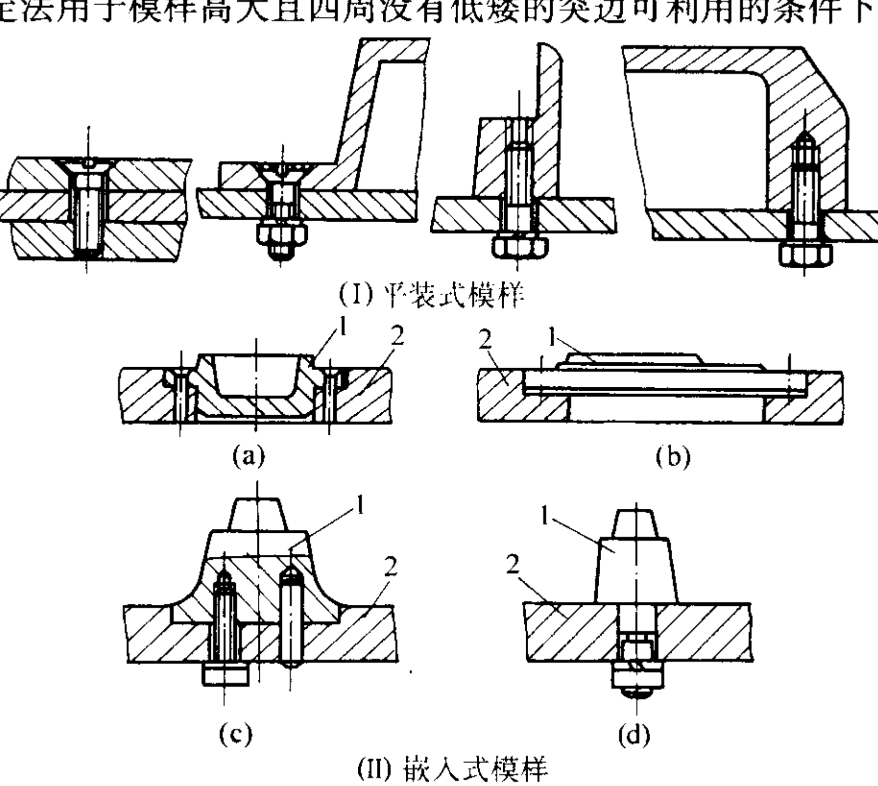


图 4.7-193 平装式、嵌入式模样
1—模样；2—底板

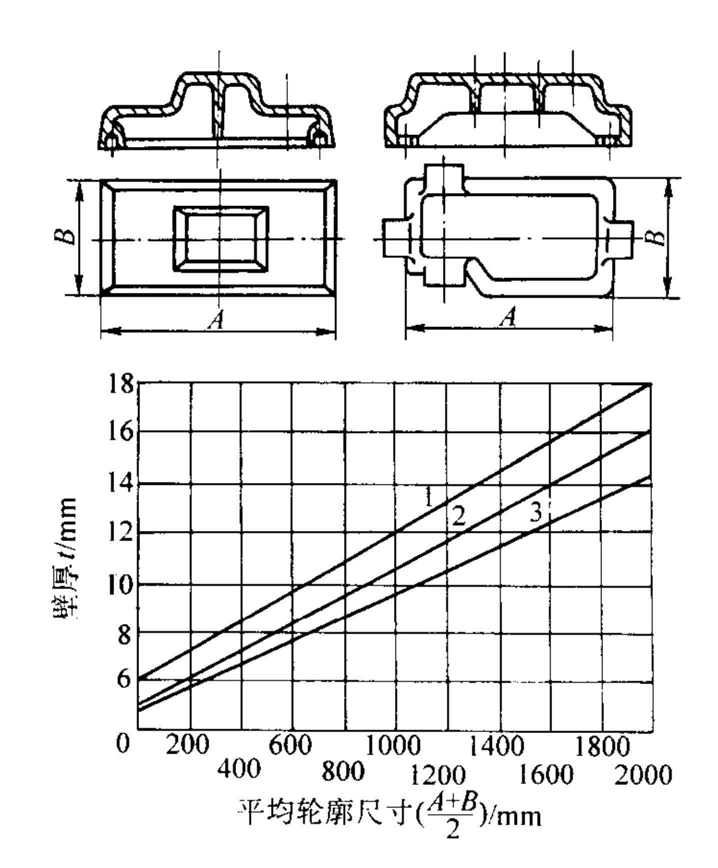
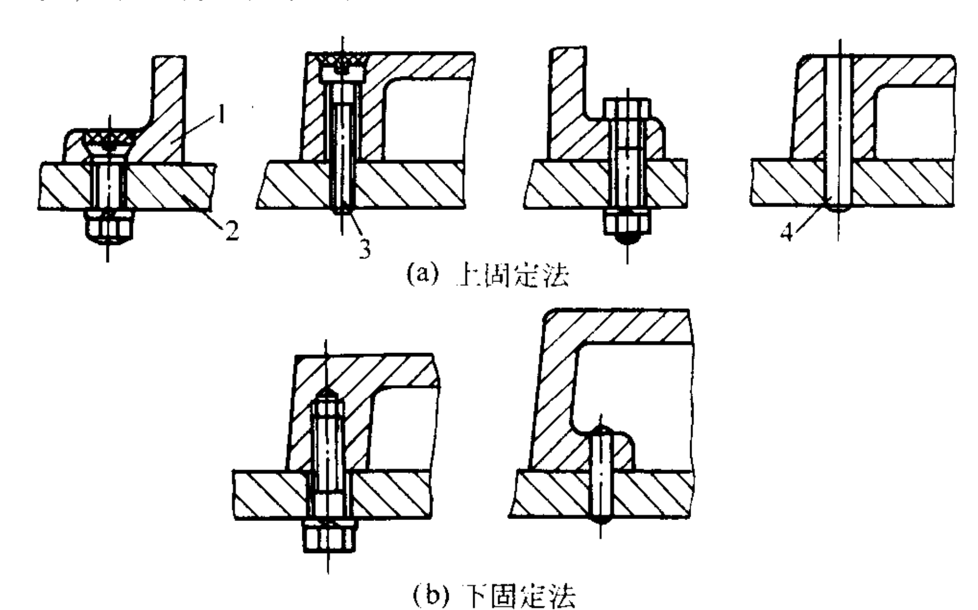


图 4.7-194 金属模的壁厚及加强肋
1—铝合金；2—铸铁；3—青铜

定位销孔的位置应选在模样上矮而平的部位，两孔间距尽量远。每块模样上至少应设 2 个，至多不超过 4 个（大模样）销孔。定位销用于防止模样在使用中位置移动。一般在安装完毕或试生产后，证明模样位置准确后才配钻、配铰销

孔，最后打入定位销。



(a) 上固定法

(b) 下固定法

图 4.7-195　模样的固定和定位

1—模样；2—模底板；3—螺钉；4—定位销

7.1.3　模样（芯盒）的尺寸标注

模样（芯盒）的尺寸有两类：一类是与铸件有关的尺寸，另一类为非关联尺寸，如芯头长度等。凡与铸件有关的尺寸，都应把铸件尺寸按铸造收缩率加以放大。可依式（4.7-100）计算，并准确到 0.1 mm。

$$L_m = (L_j \pm L_y)(1 + K) \qquad (4.7\text{-}100)$$

式中，L_m 为与铸件有关的模样尺寸；L_j 为零件尺寸；L_y 为铸造工艺尺寸，如加工余量（$\pm MA = \pm RMA \pm \frac{CT}{2}$，若无加工余量，则无$\frac{CT}{2}$项，CT—铸件尺寸公差）、起模斜度、工艺补正量等之和。"+"号用于凸体尺寸，"-"号用于凹体尺寸；K 为铸件的铸造收缩率（模样放大率、铸件收缩率、缩尺）。

非关联尺寸按铸造工艺图上的尺寸标注，不加放铸造收缩率。

所标注尺寸应便于加工时测量，例如图 4.7-196c）中的，ϕ46 mm 就无法测量，应换算为 ϕ39.9 mm，标注出下芯头顶部直径。

对于大量生产的定型产品，金属模样（芯盒）工作表面尺寸偏差要求见表 4.7-172，分模面平面度要求见表 4.7-173。

模样在模底板上的装配偏差：在保证上、下模样的装配相对位移偏差不大于 0.1 mm 的条件下，模样在模板上的位置偏差（指上、下模样向同一方向位移的偏差）参考值：

双面模板　≤0.5 mm

单面模板　≤0.7 mm

浇冒口模的尺寸偏差参见如下规定：

内浇道模尺寸偏差，对有箱造型为 ±0.3 mm；对无箱造型时为 ±0.15 mm。

其余部位，有箱造型时为 ±0.7 mm；无箱造型时为 ±0.5 mm。

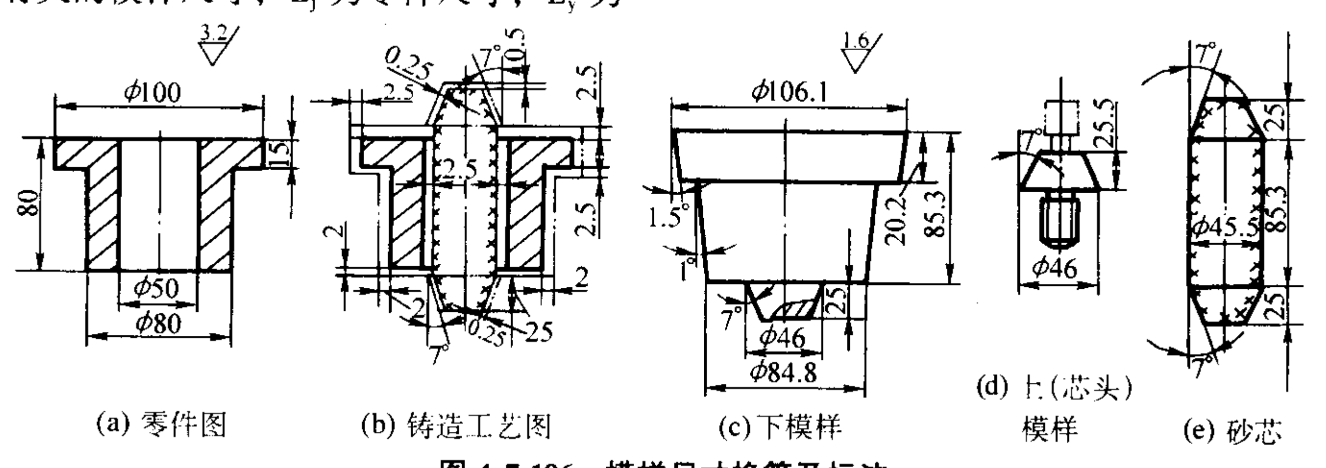


图 4.7-196　模样尺寸换算及标注

表 4.7-172　金属模样（芯盒）工作表面尺寸偏差　mm

图例：（示意图，标注 ①②③④）

测量尺寸	关联尺寸 凸体①	关联尺寸 凹体②	关联尺寸 其准线中心线③
<300	+0.2 -0.1	-0.2 +0.1	±0.1
301~500	+0.25 -0.1	-0.25 +0.1	±0.1
501~1 000	+0.3 -0.12	-0.3 +0.12	±0.1
>1 000	+0.4 -0.15	-0.4 +0.15	±0.1

芯头④ 铸孔名义尺寸	间隙	模样芯头偏差	芯盒芯头偏差
10~25	0.1	+0.1	-0.1
25~50	0.2	+0.15	-0.15
50~100	0.3	+0.15	-0.15
100~150	0.4	+0.2	-0.2
>150	0.5	+0.2	-0.2

注：凸体的负偏差，凹体的正偏差只用于新模检验时参考；而设计时，凸体尺寸只用正偏差，凹体尺寸只用负偏差。

表 4.7-173 金属模（芯盒）的分开面平面度 mm

分模（盒）面的平均轮廓尺寸（长+宽）/2	平面度	分模（盒）面的平均轮廓尺寸（长+宽）/2	平面度
<300	<0.05	501~1 000	<0.12
301~500	<0.1	>1 000	<0.15

在浇冒口模被分装在上、下模板上、并要求相应部分重合的条件下，浇冒口模在模底板上的装配偏差要求不大于±0.1 mm。

7.2 模板设计

模板一般由模底板、模样、浇冒系统模、加热元件、定位元件等组成。在组合快换模板系统中，还包括有模板框及其定位、固定元件。

模板尺寸应符合造型机的要求，模底板和砂箱、各模样之间应有准确的定位，模板应有足够的强度、刚度和耐磨性，制造容易，使用方便，尽量标准化。

7.2.1 模板种类

常用模板种类见表 4.7-174。实例见图 4.7-197~图 4.7-200。

7.2.2 模底板结构

单面模底板（典型结构见图 4.7-198）上应有与砂箱定位用的定位销、同造型机连接用的突耳、供运输用的吊轴或手把、顶杆起模用的通道等。翻转式造型机用的模板上还应有固定砂箱用的机构或突耳等。

通常模底板外廓和砂箱一致。模底板高度和模板框的高度，还应满足造型机的工艺要求。例如，Z148B 造型机要求：490 mm<（砂箱高+模底板高+压头体高+浇口杯模高）<750 mm，造型机工作台到压头体座底面之最小距离为 490 mm，最大距离为 760 mm。

壁厚和肋的有关尺寸见表 4.7-175。

表 4.7-174 模板结构的分类

类别			特点	材质	应用机器	适用范围
垂直分型用模板			是垂直分型无箱射压造型机的专用模板，装在机前的称为反压模板，机后的称为正压模板。依机器要求设计模板尺寸	铸钢、铸铁	国内常用的有 DISAMATIC 2010，2013 等型号	大量生产的小铸件
水平分型用模板	双面模板		模板两面都有模样，同时造出上、下砂型，主要用于无箱造型。有平面和折面之分	普通机器用铸铝、塑料。高压造型用铸钢、铸铁	Z145A 造型机，射压高压造型机，水平分型无箱造型机	成批，大量生产的小件
	普通单面模板	顶杆式	两半模样分别装在上、下模板上的称为单面模板，模板直接固定在造型机工作台上 顶杆式模板：造型机起模顶杆直接顶起砂箱实现起模。模板上留有顶杆孔	铸铁、铸钢	Z145A、Z148B 等造型机	成批，大量生产的小件
		顶框式	顶杆通过顶框实现造型机的起模。要求模底板高度大于或等于顶框高度	铸铁、铸钢	Z2410 等造型机	成批，大量生产的中件
		漏模式	模板上套装一块漏模板，其内孔形状和模样外廓一致。起模时漏板相对向上运动，顶起砂箱。用于起模困难的铸件	铸铁、铸钢	各种普通造型机均可	各种批量、起模困难的铸件
		翻转式	紧砂后，砂型和模板一起翻转 180°，起模，砂型在下，模板在上，不易损坏砂型。适于造下半型或中、大砂芯。要求模板上设有卡紧砂箱的机构	铸铁、铸钢模板。铸铝或铸铁芯盒	Z236（造芯机）、Z2310、Z2520 等	成批、大量生产的中、大件，中、大砂芯
	快换单面模板	普通式	模板装在模板框内或顶面。模板框固定在造型机工作台上。更换模板省时、省力	木，塑料，铸铝、铁、钢等	各种水平分型的普通造型机，高压造型机、气冲造型机	小批，成批、大量生产的中、小件
		组合式	模板框内，可配置多块小模板块，可组合各种小铸件的生产，任意更换其中一块或几块模板块，实现多品种铸件的生产，便于组织管理、生产平衡	铸铝、铸铁、铸钢	气动微震造型机、高压造型机、气冲造型机	批量小，品种多的小铸件

续表 4.7-174

类别		特点	材质	应用机器	适用范围
依制造分	整铸式	模样、模底板铸成一体	铸铝、铸铁	各种造型机和手工造型	成批或大量生产的中、小件
	装配式	模样、模底板分开制造，再用螺栓、定位销等装配在一起；模样是固定的，也可是活动的	铸铝、铸铁、铸钢		
依压力分	高压造型用	比压≥0.7 MPa 的造型机用模底板，强度、刚度高，多为框形结构，底部有加热元件，砂胎和起模困难的部位应加排气塞	铸铁、铸钢	高压、气冲、静压、射压机造型	成批或大量生产的中、小件
	一般造型用	比压＜0.7 MPa 的造型机用模底板	铸铝、铸铁、钢	一般气动造型机	成批生产的中、小件

加强肋的布置：有矩形正交、矩形错交、圆形错交、异形正交等形式，加强肋之间的距离见表 4.7-176。

7.2.3 模板的定位

直接定位法：定位销（套）直接安装在模底板上；间接定位法：定位销（套）装在模板框上。模底板和砂箱之间另有定位（见图 4.7-201）。显然间接定位法多了一次定位误差。为防止铸件错边超差，模底板和模板框之间的定位精度要严，定位销孔中心距偏差小于 ±0.03 mm。快换、组合模板多用间接定位法，以简化模板结构，使模板轻巧，便于更换和储存。

定位销与销套的配合精度，大批大量生产可用 H8/d8，成批生产可用 H9/d9，单件小批生产可用 H10/d10。依砂箱名义尺寸大小，定位销及销套的名义直径可分别选用 ϕ20 mm、ϕ25 mm、ϕ30 mm、ϕ35 mm、ϕ40 mm 等。模底板上定位销耳的结构尺寸见表 4.7-177；模底板用定位销及导向销的尺寸见表 4.7-178。

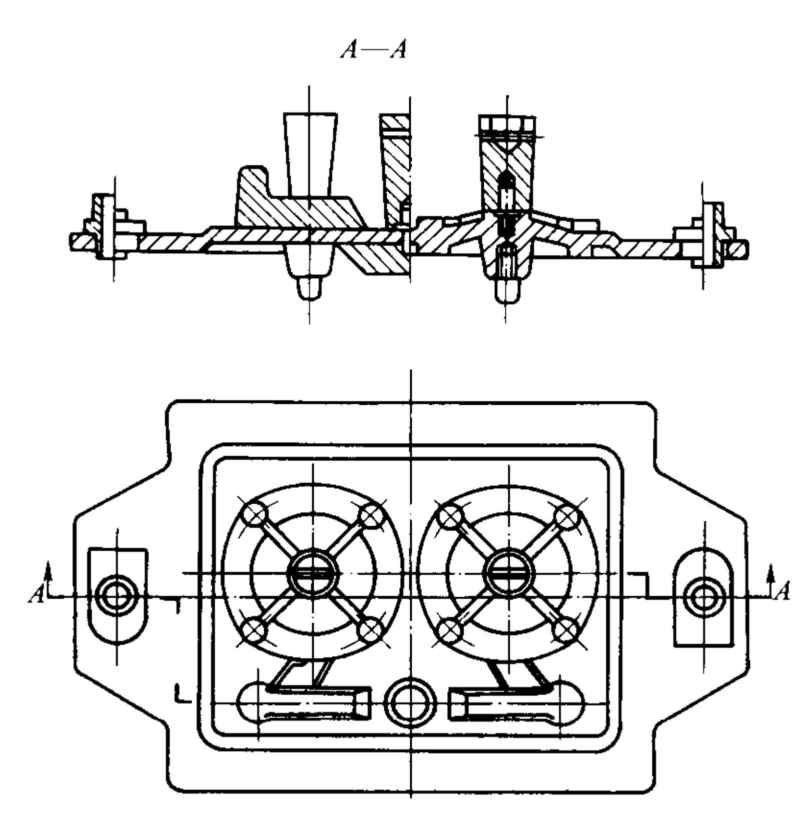


图 4.7-197 水平分型无箱造型用双面整铸模板

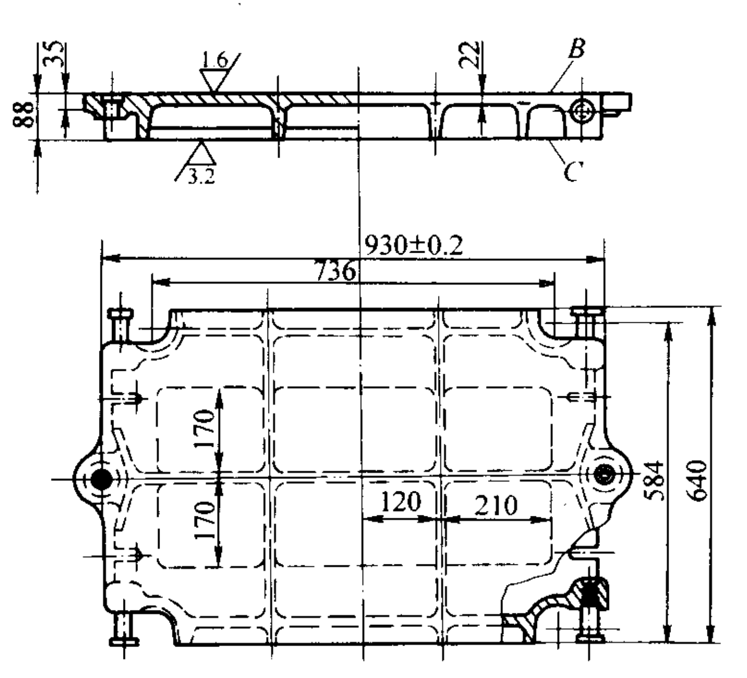
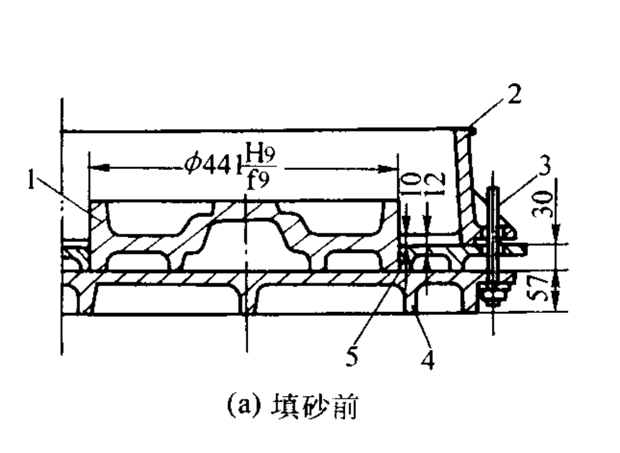
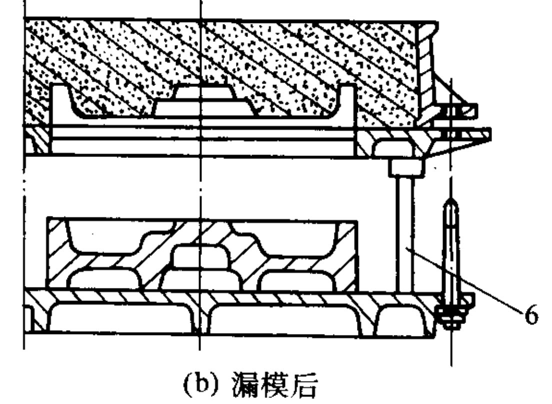


图 4.7-198 Z148B 造型机用单面模底板



(a) 填砂前



(b) 漏模后

图 4.7-199 漏模板结构示意图

1—模样；2—砂箱；3—定位销；4—模底板；5—漏板；6—顶杆

图 4.7-200 中大型快换模板装配图
1—与砂箱定位的定位销；2—模板框；3—定位销；4—模底板；
5—模样；6—紧固螺栓；7—导向销；8—紧固螺栓；9—紧定螺钉

7.2.4 注意事项

1）模样和浇冒口模的位置、尺寸是否符合铸造工艺图的要求，吃砂量是否合适。

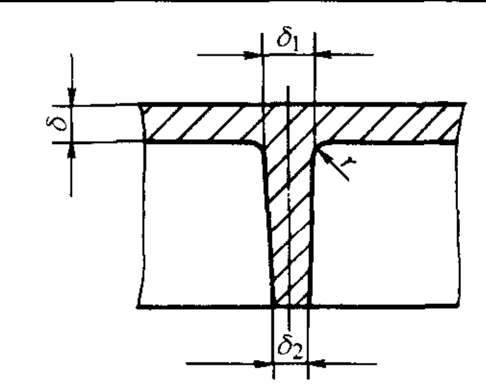
2）上、下模板上的模样布局、方向、尺寸标注等是否一致，能否满足合型要求。

3）根据造型机的具体要求，验算模板高度应低于起模高度等。

4）直浇道的位置，合型后应靠近浇注平台一侧。

5）各种螺钉、定位元件位置是否合适，装卸是否方便。

表 4.7-175 模底板壁厚、加强肋厚度及连接圆角半径 mm



模底板平均轮廓尺寸 $(A_0+B_0)/2$	铸铝				铸铁				铸钢			
	δ	δ_1	δ_2	r	δ	δ_1	δ_2	r	δ	δ_1	δ_2	r
≤500	10 ~ 12	12 ~ 14	8	3	10 ~ 12	12 ~ 14	10	3	8 ~ 10	10	8	3
501 ~ 750	12 ~ 14	14 ~ 16	10	3	12 ~ 14	14 ~ 16	12	3	10 ~ 12	12	10	3
751 ~ 1 000	14 ~ 16	16 ~ 18	12	4	14 ~ 16	16 ~ 18	14	4	12 ~ 14	14	12	4
1 001 ~ 1 500	16 ~ 20	18 ~ 22	14	5	16 ~ 18	18 ~ 20	16	4	14 ~ 16	16	14	4
1 501 ~ 2 000					18 ~ 22	20 ~ 24	20	5	18	20	16	5
2 001 ~ 2 500					22 ~ 25	24 ~ 28	22	5	22	24	20	5
2 501 ~ 3 000					25 ~ 28	28 ~ 30	24	5	25	27	23	5
> 3 000					28 ~ 30	30 ~ 32	26	6	28	30	26	6

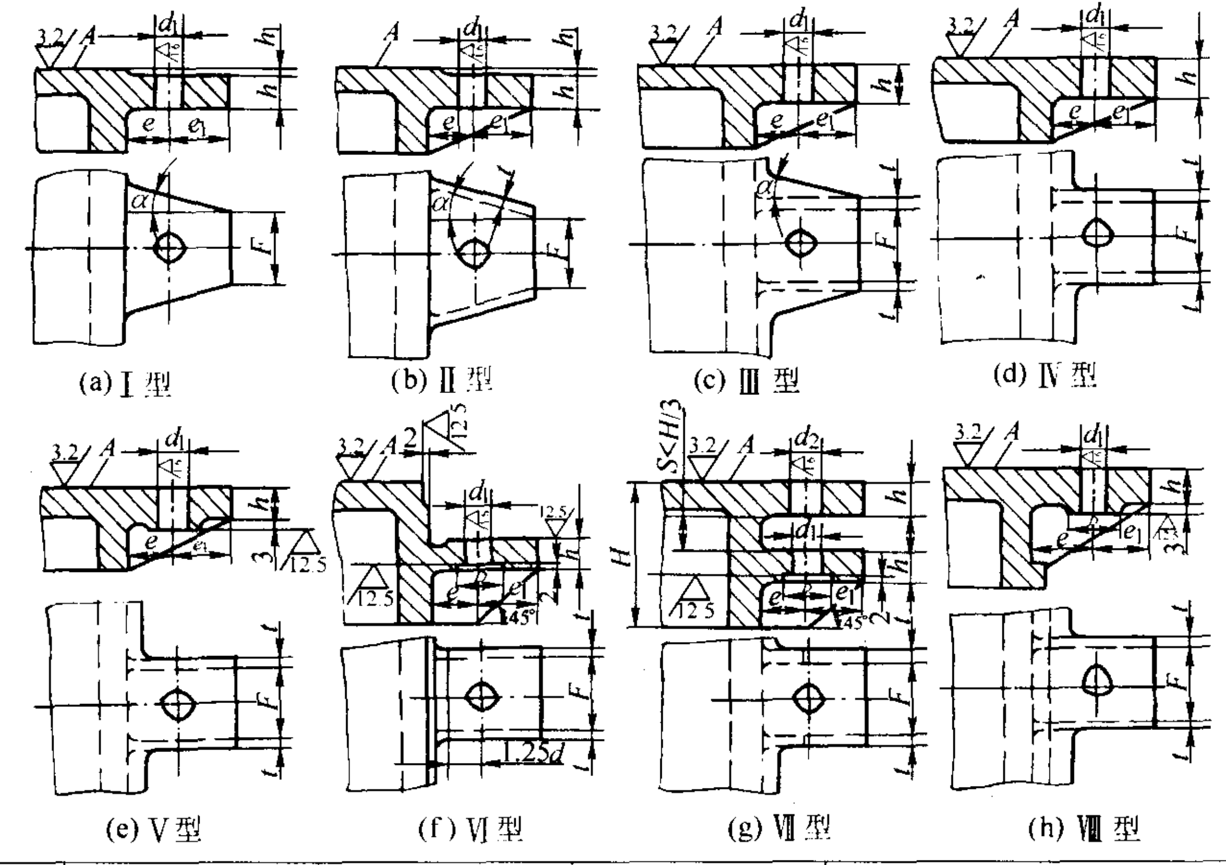
注：A_0、B_0 分别为模底板长、宽尺寸。下同。

表 4.7-176 模底板加强肋间距 mm

模板平均轮廓尺寸 $(A_0+B_0)/2$		< 500	501 ~ 750	751 ~ 1 000	1 001 ~ 1 500	1 501 ~ 2 000	2 001 ~ 2 500	2 501 ~ 3 000	> 3 000
K	铸铝	120	150	200	240				
	铸铁	300	300	300	350	400	450	450	500
	铸钢	300	300	400	400	450	500	500	500
K_1	铸铝	100	120	150	200				
	铸铁		250	300	300	350	400	400	400
	铸钢		250	300	300	400	400	450	450

注：K、K_1 为模板长度、宽度方向的肋距。具体间距根据实际情况可作适当调整。

表 4.7-177　模底板上定位销耳的结构尺寸　　mm

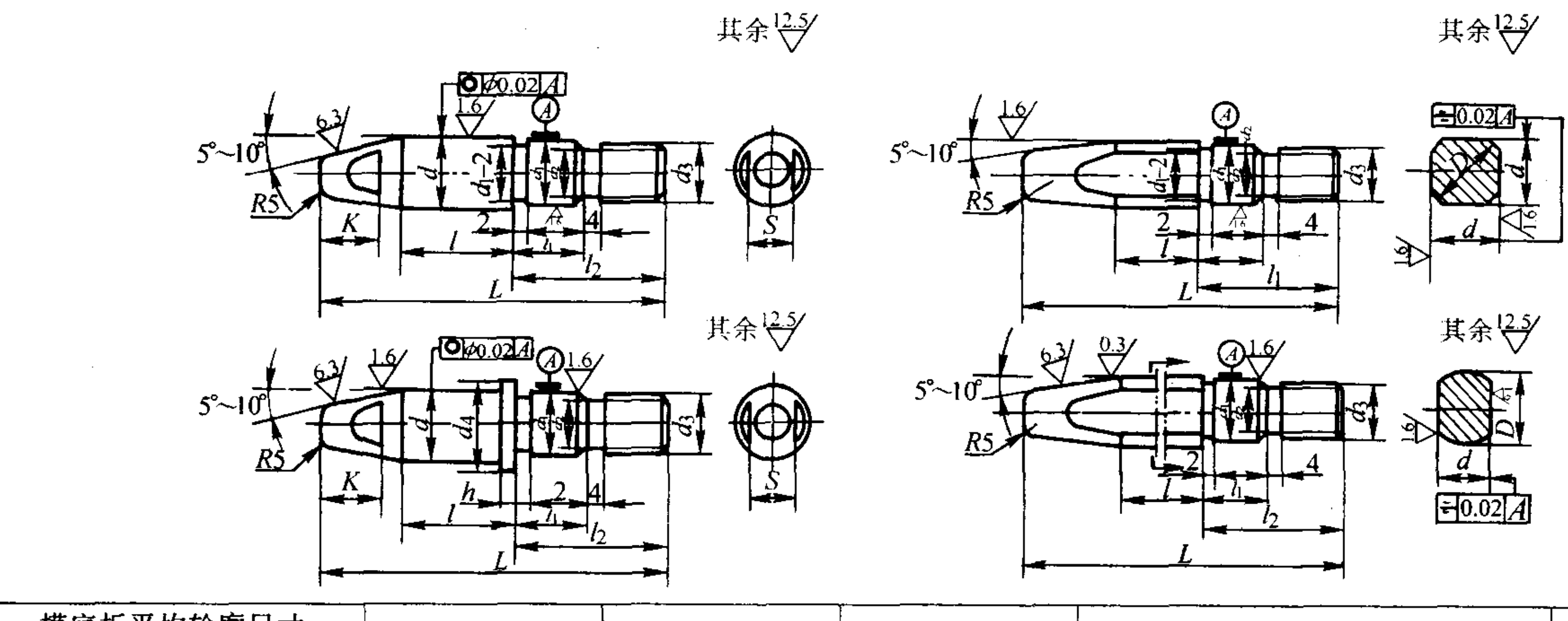


(a) Ⅰ型　(b) Ⅱ型　(c) Ⅲ型　(d) Ⅳ型

(e) Ⅴ型　(f) Ⅵ型　(g) Ⅶ型　(h) Ⅷ型

模底板平均轮廓尺寸 $(A_0+B_0)/2$	≤500	501 ~ 750	751 ~ 1 500	1 501 ~ 2 500		≥2 500
定位销公称尺寸 d	20	25	30	30	35	40
d_1（H8）	$18^{+0.027}_{0}$	$20^{+0.033}_{0}$	$24^{+0.033}_{0}$	$24^{+0.033}_{0}$	$30^{+0.033}_{0}$	$34^{+0.039}_{0}$
d_2（H11）	$20^{+0.130}_{0}$	$25^{+0.130}_{0}$	$30^{+0.130}_{0}$	$30^{+0.130}_{0}$	$35^{+0.160}_{0}$	$40^{+0.160}_{0}$
d_1、d_2 对 A 面的垂直度	0.03	0.05	0.06 ~ 0.07	0.07 ~ 0.08		0.10
D	28	28	34	34	40	48
h	20 ~ 22	23 ~ 25	28 ~ 30	30 ~ 34	34 ~ 38	38 ~ 45
h_1	1	2				
F	70	80 ~ 90	100 ~ 120	120 ~ 160	130 ~ 150	150 ~ 180
t	10 ~ 12	12 ~ 15	15 ~ 20	22 ~ 25	24 ~ 30	30 ~ 34
e	40	50	60	60	70	80
e_1	40	40	15	45	50	60
α	5° ~ 15°					

表 4.7-178　模底板用定位销及导向销的尺寸　　mm



模底板平均轮廓尺寸 $(A_0+B_0)/2$	≤500	501 ~ 750	751 ~ 1 500	1 501 ~ 2 500		> 2 500
d（d9）	$\phi20^{-0.065}_{-0.117}$	$\phi25^{-0.065}_{-0.117}$	$\phi30^{-0.065}_{-0.117}$	$\phi30^{-0.065}_{-0.117}$	$\phi35^{-0.080}_{-0.142}$	$\phi40^{-0.080}_{-0.142}$
d_1（H8）	$\phi18^{-0.033}_{0}$	$\phi20^{-0.033}_{0}$	$\phi24^{-0.033}_{0}$	$\phi24^{-0.033}_{0}$	$\phi30^{-0.033}_{0}$	$\phi34^{-0.039}_{0}$
d_2	13	13	16	16	20	24
d_3	M16	M16	M20	M20	M24	M30
d_4	24	30	35	35	40	45
l_1	20	23	28	28	33	38

续表 4.7-178

模底板平均轮廓尺寸、$(A_0+B_0)/2$	≤500	501 ~ 750	751 ~ 1 500	1 501 ~ 2 500		>2 500
l_2	45	50	60	60	70	80
K	12	16	20	20	25	30
S	12	16	20	20	24	30
D	23	30	36	36	40	46
l	25	30	50	50	50	50
	30	40	60	60	75	75
	50	50	70	70	100	100
	75	75	80	80	125	125
	100	100	100	100	150	150
	125	125	125	125	175	175
	150	150	150	150	200	200
L	$l+60$	$l+75$	$l+90$	$l+90$	$l+105$	$l+120$

注：1. 工作部分长度 l 可根据生产需要选取，但其尾数应为0或5。
2. 销子外径允许的磨损量（按尺寸下限）为：定位销中心距小于1 000 mm为0.25 mm，大于1 000 mm为0.5 mm。
3. 用双螺母固定时 l_2 可加长。
4. 销与销套的配合精度取决于铸件的尺寸精度和铸件的生产批量。推荐经验使用的定位销与销套配合为d8/H8、d9/H9和d10/H10。
5. 材料：20渗碳，42 ~ 55HRC。

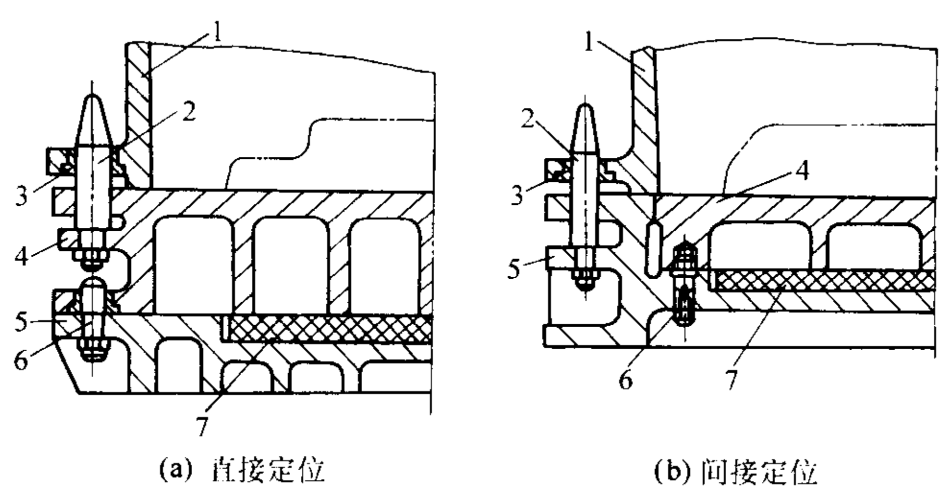


图 4.7-201　模板和砂箱间的定位

1—砂箱；2—定位销；3—销套；4—模底板；5—模板框；6—模板定位销；7—加热元件

8　芯盒

这里只介绍金属芯盒的设计。步骤为：确定类型、材质，选取分盒面，芯盒结构设计和工作尺寸计算等。木芯盒、菱苦土及塑料芯盒不必专门设计。

8.1　类型和材质

依制芯方法分普通芯盒、热芯盒、壳芯盒和冷芯盒。几种普通芯盒的常用结构见图4.7-202。无开口的水平对开芯盒，制芯时两半芯盒需分别填砂、紧实，两半芯盒合在一起后四周封闭。为了使两半砂芯牢固结合为一体，一半砂芯的紧砂高度应稍高，用填砂板厚度控制高度为1.5 ~ 2.5 mm（芯盒大取上限）。两半芯盒合在一起时，要求动作快，以防芯砂塌落，并把两半砂芯挤合为一体。这种芯盒，或设计成"书式"芯盒形式，或把两定位销（套）装在芯盒一侧。

芯盒类型、材质和制芯方法的关系见表4.7-179。中小芯盒多用铝合金铸造。铝芯盒轻巧，易加工，表面光洁，不生锈。但强度、硬度低、不耐磨。在经常受摩擦的表面上镶装耐磨护板，可延长寿命；大芯盒多用铸铁制造。铸铁芯盒强度、硬度高，耐磨。但沉重易锈；铜合金及钢材，多用于制作芯盒中的镶块和活块，满足高耐磨性的要求。

8.2　芯盒结构设计

芯盒本体的结构包括壁厚、加强肋、边缘、活块、镶块等。外围结构包括定位、夹紧装置、手柄、吊轴、同制芯机连接的耳子等。附件有通气针、通气板和填砂板等。普通金属芯盒的结构如图4.7-203所示。

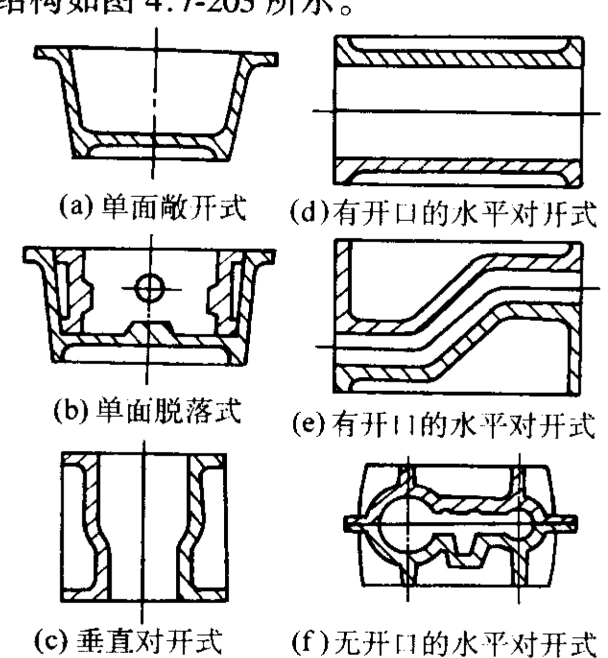


图 4.7-202　普通金属芯盒的结构

表 4.7-179　芯盒类型、材质和制芯方法的关系

制芯方法	芯盒结构形式	芯盒材料
自硬砂制芯	敞开整体式、敞开脱落式、垂直对开式、水平对开式及多向开盒式等	木质、金木结构、塑料及铝合金等
震击制芯	敞开整体式、敞开脱落式及水平对开式等	金木结构、铝合金及铸铁等
手工制芯	敞开整体式、垂直对开式、水平对开式、敞开脱落式、多向开盒式等	木质、金木结构，塑料及铝合金等
射砂制芯	敞开整体式、敞开脱落式、垂直对开式及水平对开式等	木质、金木结构、塑料、铝合金及铸铁
热芯盒制芯	垂直对开式、水平对开式及多向开盒式等	铸铁
冷芯盒制芯	垂直对开式、水平对开式及多向开盒式等	铸铁、铝合金及塑料等
壳芯盒制芯	垂直对开式	铸铁
挤压制芯	成形管式	钢、钢材

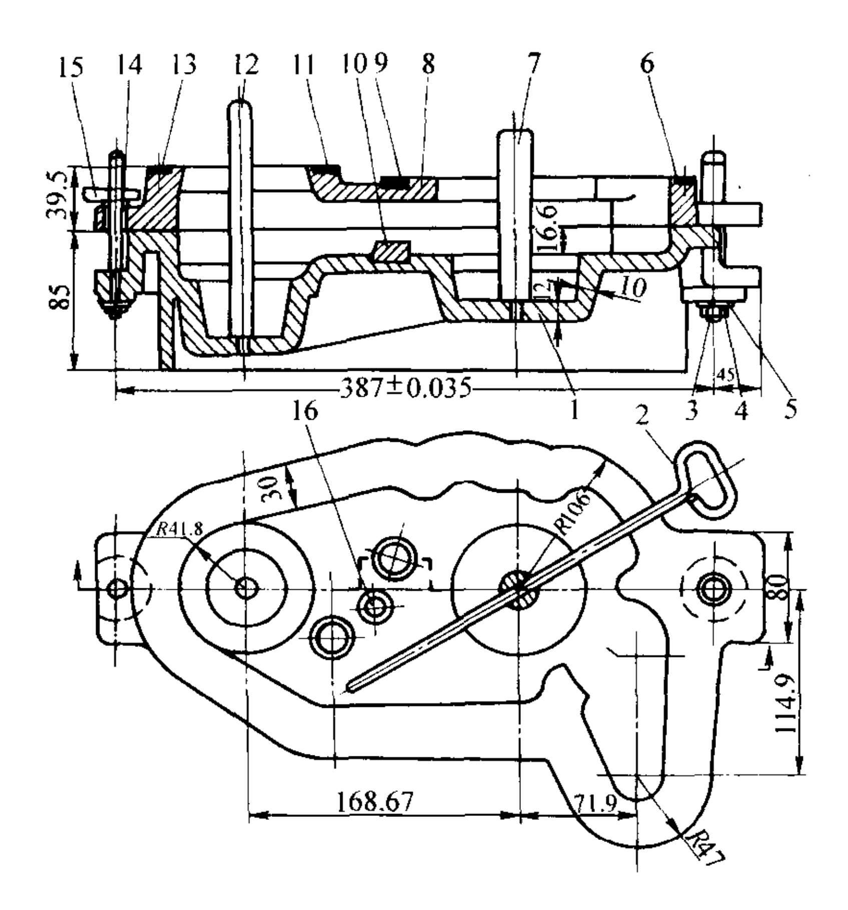


图 4.7-203　传动箱体芯盒

1，8—下、上芯盒体；2，7，12—通气装置；
3，4，5，14，15—定位、夹紧元件；
6，9，11，13—耐磨护板；10，16—镶块

8.2.1　壁厚、加强肋和凸缘

（1）芯盒壁厚

可参照表 4.7-180。

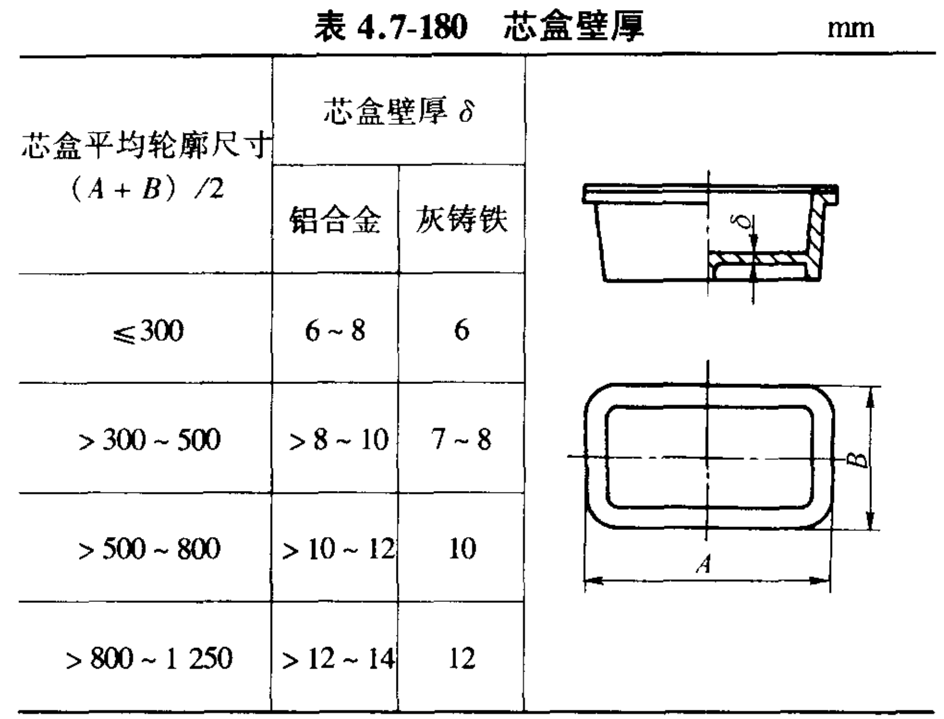


表 4.7-180　芯盒壁厚　mm

芯盒平均轮廓尺寸 (A+B) /2	芯盒壁厚 δ	
	铝合金	灰铸铁
≤300	6~8	6
>300~500	>8~10	7~8
>500~800	>10~12	10
>800~1 250	>12~14	12

注：芯盒外壁的斜率应和芯盒内腔起模斜度一致。

（2）芯盒加强肋

芯盒加强肋尺寸见表 4.7-181。肋可加强芯盒强度和刚度，增加芯盒高度，以便安放手柄，还利用肋使芯盒在工作台上放置平稳。通常随芯盒周边形状布置肋，其高度应根据芯盒形状和大小选定，但最低高度不得少于 3 倍壁厚，即 $h \geqslant 3\delta$。

表 4.7-181　芯盒加强肋尺寸　mm

芯盒平均轮廓尺寸 (A+B) /2	a	b	R
≤300	100~125	75~100	5
>300~500	>125~150	>100~125	8
>500~800	>150~175	>125~175	8
>800~1 250	>175~200	150	10

注：1. 加强肋厚度 $\delta_1 = 0.8\delta$。
2. 加强肋的斜度，根据肋的高度 h 在 0.5°~2°之间选取。

（3）芯盒的凸缘及耐磨护板

为了提高芯盒本体的强度和刚度，便于开合芯盒、刮砂和起芯等操作，在芯盒填砂面和分盒面处，设有加宽加厚的凸缘。为了防止铝芯盒磨损，在凸缘面上加设耐磨护板。耐磨护板常采用 Q235-A 钢制造，其厚度多为 3 mm，每块耐磨护板用沉头螺钉紧固在芯盒上。凸缘有两种形式：Ⅰ型用于铸铁芯盒，Ⅱ型用于铝质芯盒。有关尺寸列于表 4.7-182 中。

8.2.2　活块、镶块

妨碍砂芯取出的部分应制成活块。活块同芯盒本体之间可用定位销、榫及燕尾槽结构定位。应使活块重心落入芯盒窝座之内，以保持稳定。一般先加工窝座，然后钳工用涂色法修配活块，使之松紧适度。滑座式活块配合尺寸见表 4.7-183。

为加工方便，常将芯盒内某些局部分开加工，然后镶装在本体上，故叫镶块。

燕尾式活块的固定、定位依靠设在芯盒本体上的燕尾槽。为了减少活块与窝座配合面的磨损，可将活块燕尾槽部分用钢板制造。燕尾槽式活块形式见图 4.7-204。

活块的固定、定位也可依靠安装在芯盒本体上的定位销。为防止活块磨损，活块上应安装定位销套。

8.2.3　定位、夹紧结构

对开芯盒常用定位销、铰链及止口等定位结构。定位销是标准件，精度高，应用广。销子、销套用 T10、T8 工具钢制造，工作部分淬火，40~45HRC，销子直径一般为 8 mm、10 mm、12 mm，以适应芯盒大小。典型定位、夹紧结构如图 4.7-205 所示。

手工制芯的简单芯盒，其夹紧可用钢丝制成的弓形夹。成批生产的芯盒应用操作方便的、由标准元件构成的夹紧结构，如蝶形螺母-活节螺栓（见图 4.7-205）、快速螺杆-螺母装置等。结构应简单、紧凑，操作、修理应方便。

定位销（套）的形式分为螺母紧固式和过盈配合式两种。其结构分别见图 4.7-206 和图 4.7-207。定位销的结构尺寸见表 4.7-184。定位销套结构尺寸见表 4.7-185。

表 4.7-182 芯盒凸缘和耐磨护板尺寸

mm

(a) I型　(b) II型

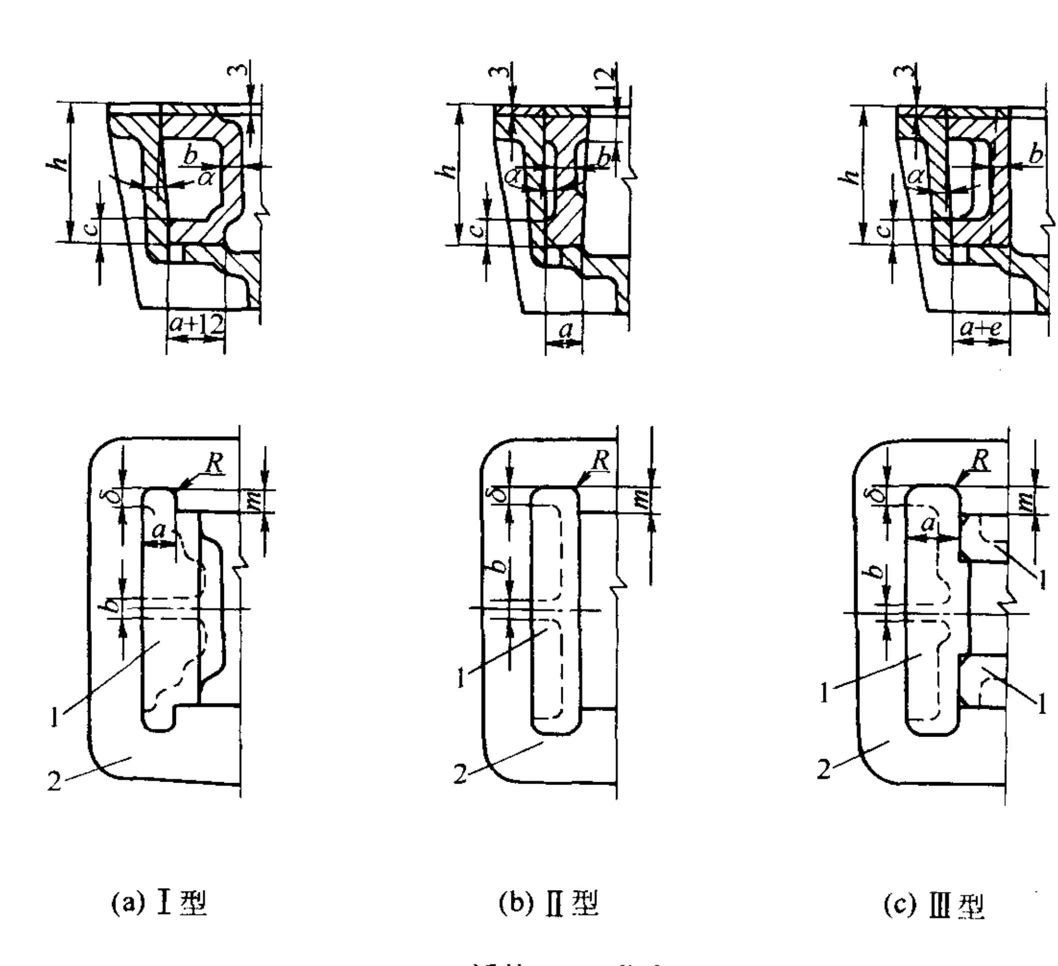
1—芯盒；2—耐磨护板；3—沉头螺钉

芯盒壁厚 δ	E	H	c	b	R	r	螺钉规格
7	20	12	100	10	5	3	M5×10
8	20	12	100	10	5	3	M5×12
9	25	15	140	12.5	5	3	M5×12
10～11	30	18	140	8	8	5	M5×12
12～13	35	20	180	8	8	5	M6×14
14	40	25	180	10	10	5	M6×14

注：防护钢板上的螺钉头应低于工作表面，并应在沉头螺钉头开口两端的钢板上“冲眼”，以防松动。

表 4.7-183 滑座式活块配合尺寸

mm



(a) Ⅰ型　(b) Ⅱ型　(c) Ⅲ型

1—活块；2—芯盒

h	a	b	c	δ	e	m	α/(°)	R
≤60	15	8	12	12	6	15	5	5
>60～100	18	8	12	12	8	15	3	5
>100～150	20	10	15	15	10	20	2	6
>150	25	10	15	15	12	20	2	8

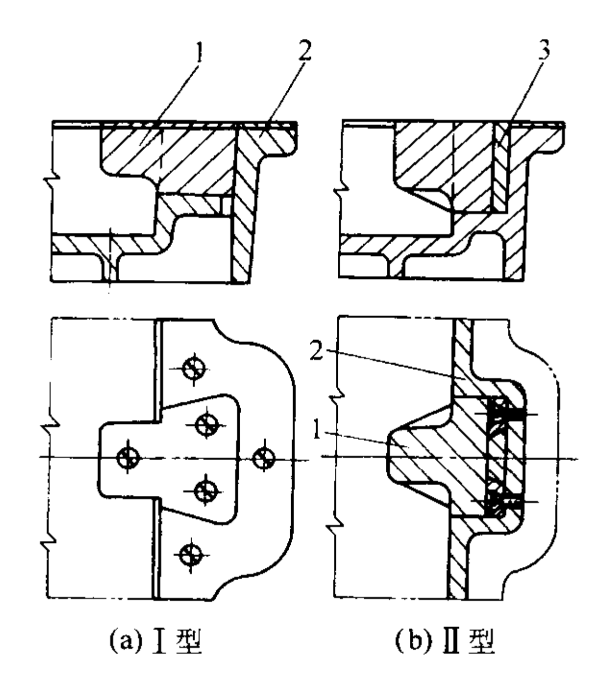


图 4.7-204　燕尾式活块结构
1—活块；2—芯盒；3—钢板

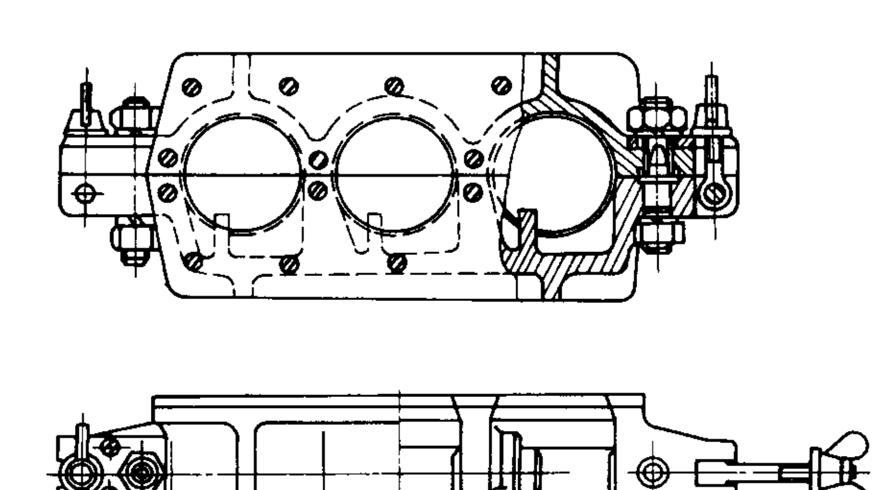
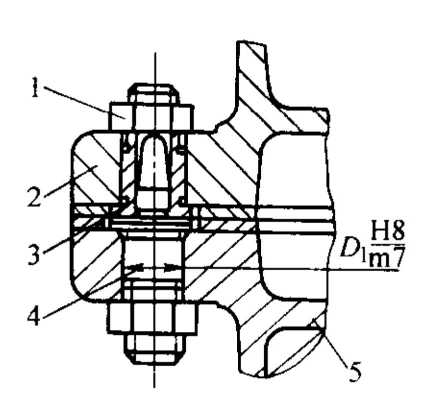


图 4.7-205　垂直对开芯盒的定位、夹紧结构

蝶形螺母铰链夹紧装置简易可靠，使用方便，适用于较小芯盒。其结构和尺寸见表 4.7-186。也可用图 4.7-208 所示的双螺母铰链式夹紧装置结构。



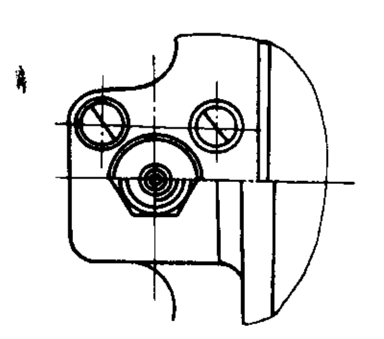


图 4.7-206　螺母紧固式定位销（套）装配图
1—六角螺母；2—上芯盒；3—定位销套；4—定位销；5—下芯盒

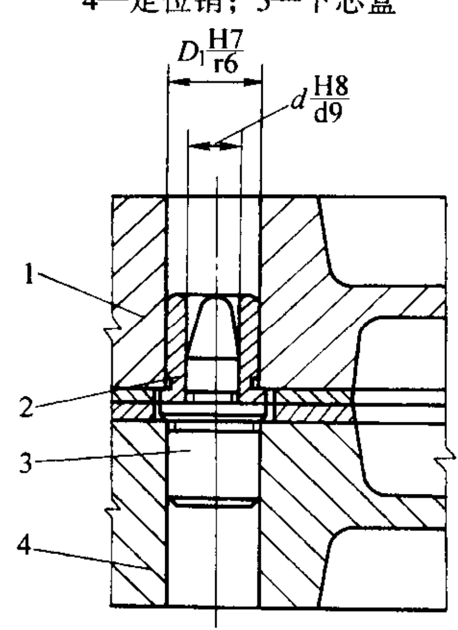
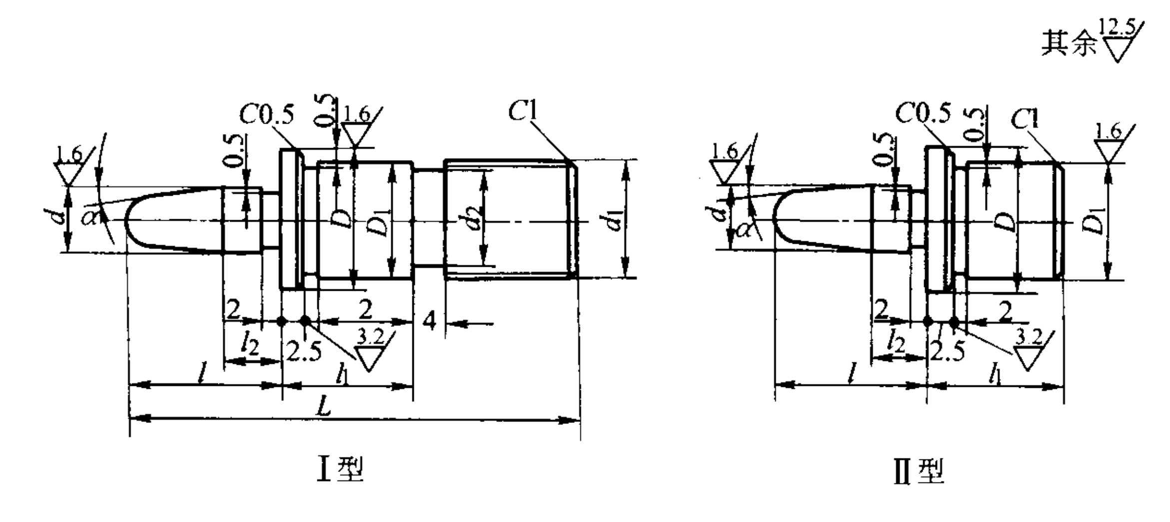


图 4.7-207　过盈配合式定位销（套）装配图
1—上芯盒；2—定位销套；3—定位销；4—下芯盒

表 4.7-184　定位销结构尺寸　mm

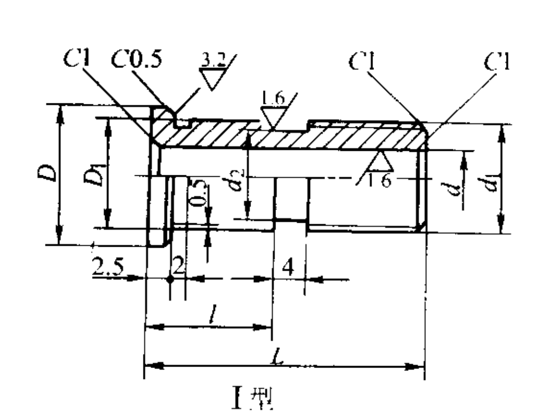


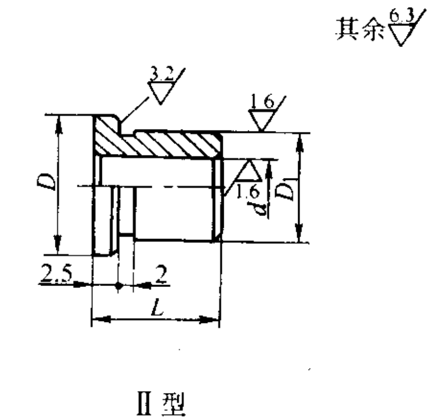
d	D_1		d_1	d_2	D	L		l		α/(°)		l_1		l_2
Ⅰ、Ⅱ型	Ⅰ型	Ⅱ型	Ⅰ型	Ⅱ型	Ⅰ型、Ⅱ型	Ⅰ型		Ⅰ、Ⅱ型		Ⅰ、Ⅱ型		Ⅰ型	Ⅱ型	Ⅰ、Ⅱ型
						长销	短销	长销	短销	长销	短销			
$\phi8^{-0.040}_{-0.076}$	$\phi16^{+0.025}_{+0.007}$	$\phi16^{+0.034}_{+0.023}$	M16×1.5	$\phi13$	$\phi20$	65	50	30	15	1	3	16	18	6
$\phi10^{-0.040}_{-0.076}$	$\phi16^{+0.025}_{+0.007}$	$\phi16^{+0.034}_{+0.023}$	M16×1.5	$\phi13$	$\phi20$	70	60	35	20	1	3	16	20	8
$\phi12^{-0.050}_{-0.093}$	$\phi20^{+0.020}_{+0.08}$	$\phi20^{+0.041}_{+0.028}$	M20×1.5	$\phi17$	$\phi24$	80	65	40	25	1	3	20	22	10

注：材料：45 钢；硬度：45～50HRC；d 与 D_1 同轴度误差不得大于 $\phi0.01$ mm。

表 4.7-185 定位销套结构尺寸

mm

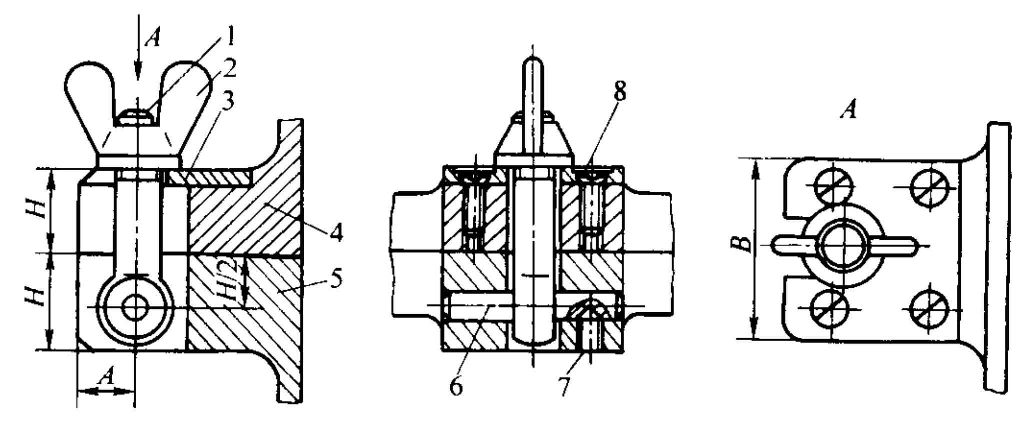




d	D_1		d_1	d_2	D	L		l
I 型、II 型	I 型	II 型	I 型	I 型	I 型、II 型	I 型	II 型	I 型
$\phi8^{+0.036}_{0}$	$\phi16^{+0.025}_{+0.007}$	$\phi16^{+0.034}_{+0.023}$	M16 × 1.5	$\phi13$	$\phi20$	35	15 30	16
$\phi10^{+0.036}_{0}$	$\phi16^{+0.025}_{+0.007}$	$\phi16^{+0.034}_{+0.023}$	M16 × 1.5	$\phi13$	$\phi20$	35	20 35	16
$\phi12^{+0.043}_{0}$	$\phi20^{+0.020}_{+0.008}$	$\phi20^{+0.041}_{+0.028}$	M20 × 1.5	$\phi17$	$\phi24$	42	25 40	20

表 4.7-186 蝶形螺母铰链式夹紧装置结构尺寸

mm



1—活节螺栓；2—蝶形螺母；3—垫片；4—上芯盒；5—下芯盒；6—圆柱销；7—锥端固定螺钉；8—沉头螺钉

基本尺寸			名 称	活节螺栓	蝶形螺母	垫 片	圆柱销	开槽沉头螺钉	开槽锥端紧定螺钉
H	A	B	标准号	GB/T 798—1988	GB/T 62—1988		GB/T 119—2000	GB/T 68—2000	GB/T 71—1985
15	12	35	规格	M8 × 35	M8	45 × 35	6 × 35	M5 × 12	M5 × 12
20		40		M10 × 45	M10	45 × 35	8 × 40	M6 × 16	M6 × 18
25		45		M12 × 55	M12	45 × 35	10 × 45	M6 × 16	M6 × 18

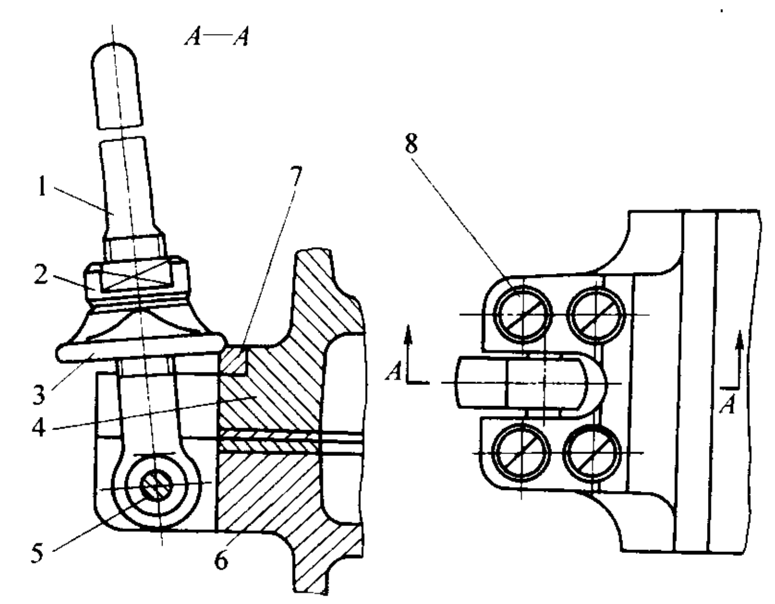


图 4.7-208 双螺母铰链式夹紧装置结构

1—铰链螺杆；2—上螺母；3—下螺母；4—上芯盒；5—圆柱销；6—下芯盒；7—紧固垫片；8—沉头螺钉

铰链卡板式夹紧装置，其结构和尺寸见表 4.7-187。此种结构结合部位较长，锁紧力较大，故可用于尺寸较大的芯盒。

8.2·4 芯盒的辅助装置

（1）芯盒填砂板

在无开口（封闭）的水平对开芯盒上，为使砂芯得到良好的紧实度，需使用填砂板。填砂板依靠定位销与芯盒定位，其形式见图 4.7-209。

（2）芯盒通气针

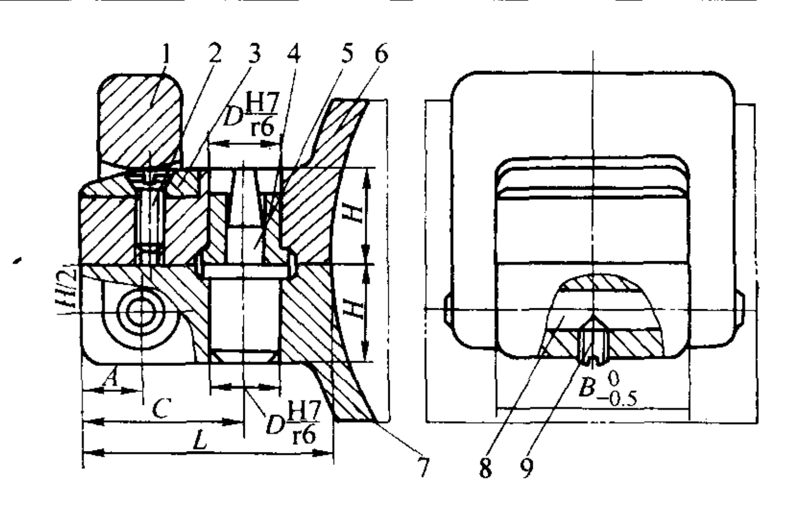
为了做出砂芯中的出气孔，还应设计通气针。通气针在芯盒中的安装形式见图 4.7-210 及图 4.7-211。

应用填砂板和通气针的芯盒实例见图 4.7-212，为带活块的无开口水平对开式芯盒。

（3）手柄、吊轴

为了搬运、翻转方便，小芯盒可利用突耳当作手柄；中、大芯盒上应有手柄或吊轴。手柄、吊轴可采用铸接式、

表 4.7-187 铰链卡板式夹紧装置结构尺寸 mm



1—夹子；2—沉头螺钉；3—垫片；4—定位销套；5—定位销；6—上芯盒；7—下芯盒；8—圆柱销；9—紧定螺钉

芯盒外形轮廓平均尺寸	主要尺寸						件号	1	2	3	4	5	8	9
							名称	夹子	开槽沉头螺钉	垫片	定位销套	定位销	圆柱销	紧定螺钉
	L	*B*	*C*	*A*	*H*	*D*	标准号		GB/T 68—2000				GB/T 119—2000	GB/T 71—1985
≤200	55	40	36	12.5	20	16	规格	40	M6×16	40	8×15	8×33	8×60	M6×10
>200~300	65	60	42	15	25	16		60	M6×20	60	10×20	10×40	10×84	M8×10
>300~400	80	80	50	18	30	20		80	M8×25	80	12×25	12×47	12×110	M10×16
>400~630	90	100	58	20	35	20		100	M8×25	100	12×25	12×47	14×130	M12×16

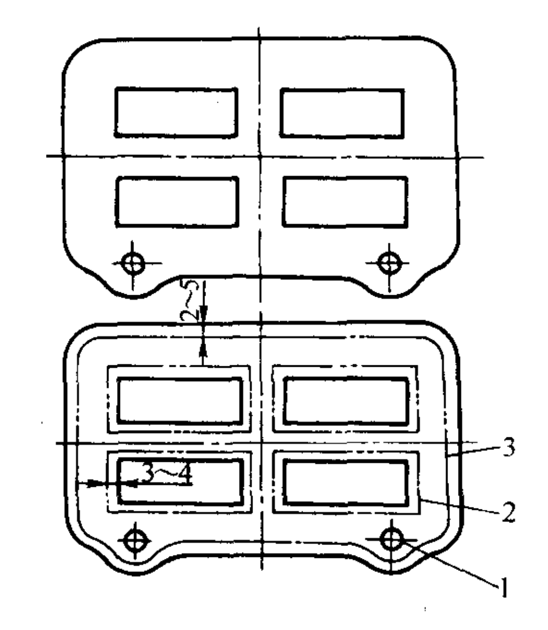
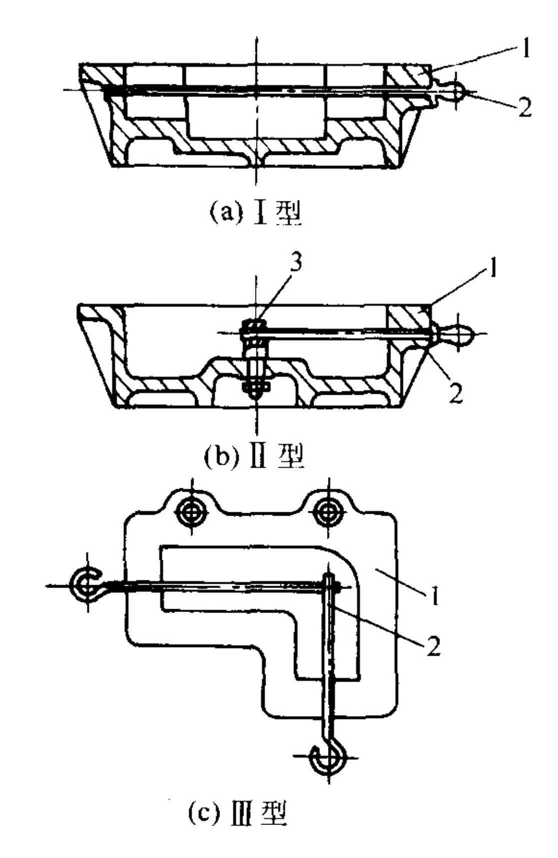


图 4.7-209 芯盒填砂板结构

1—定位销；2—芯盒内轮廓线；3—芯盒外缘轮廓线



(a) Ⅰ型

(b) Ⅱ型

(c) Ⅲ型

图 4.7-210 芯盒通气针的安装结构形式

1—芯盒；2—通气针；3—支撑座

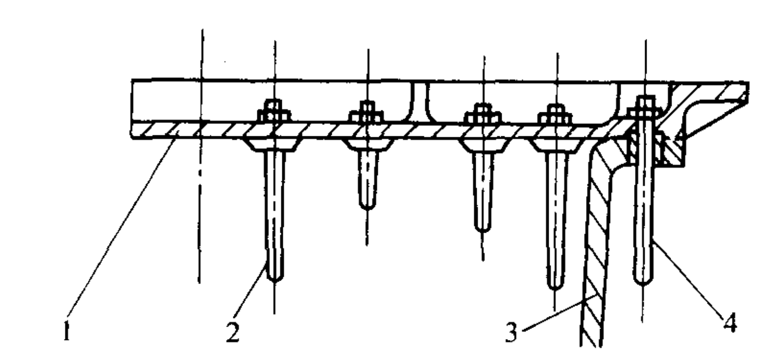


图 4.7-211 安装在底板上的通气针结构

1—底板；2—出气针；3—芯盒；4—定位销

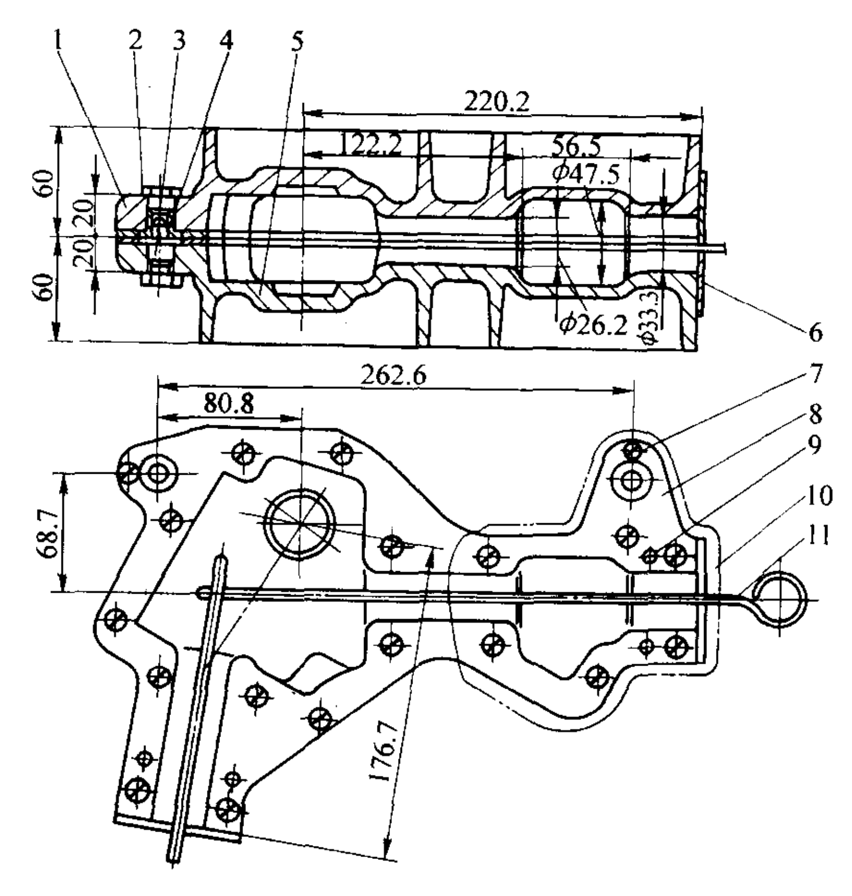


图 4.7-212 无开口水平对开式芯盒（缸体配电盘砂芯）

1—上芯盒；2—六角螺母；3—定位销；4—定位销套；5—下芯盒；6—盖板；7—开槽沉头螺钉；8—耐磨护板；9—圆柱销；10—填砂板；11—通气针

整铸式、装配式。位置应使芯盒搬运时保持平衡，形式如图 4.7-213 所示。

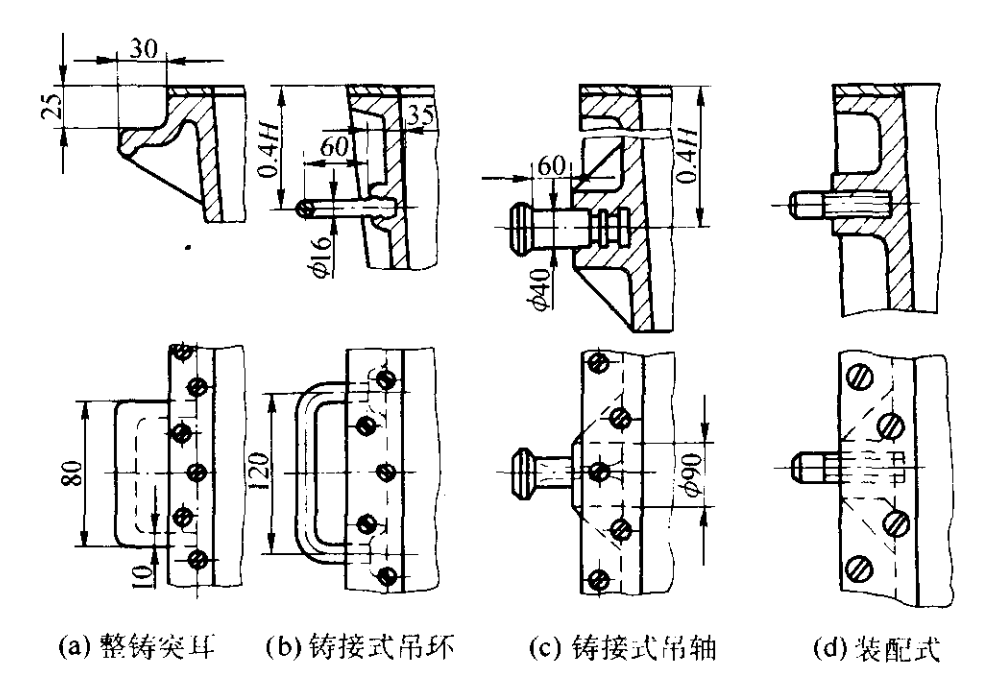


图 4.7-213　芯盒手柄吊轴形式

机用芯盒应设有同制芯机工作台连接用的耳子和螺栓孔，其位置和尺寸应和工作台面上的"T"形槽尺寸一致，并满足制芯机工作要求。

8.2.5　一般金属芯盒的精度

芯盒内腔工作表面尺寸偏差见前面表 4.7-172，分盒面的平面度应符合表 4.7-173。

分盒面间隙应小于 0.1 mm。两半芯盒的重合性尺寸偏差见表 4.7-188。

表 4.7-188　两半芯盒的重合性尺寸偏差　mm

分盒面上工作内腔平均轮廓尺寸（长＋宽）/2	偏　差
<300	<0.05
301～500	<0.10
>500	<0.12

大量生产中，依第一套新芯盒复制"钻模及成形烘干器修整导具"（简称修整导具）。以后复制芯盒时，再依修整导具钻定位销孔和修整内腔。第一套芯盒的定位销中心距偏差不超出 ±0.05 mm；不使用成形烘干器的对开芯盒，定位销孔中心距偏差为 ±0.25 mm。活块与窝座间隙不超过 0.2～0.3 mm。

8.3　热芯盒和壳芯盒

在设计前，应熟悉机器的工艺特性及对芯盒的有关要求。例如，最大射芯重量 12 kg，热芯盒射芯机，芯盒最大尺寸 450 mm×300 mm×400 mm，垂直分盒。有移出式和转出式两种取芯方式；最大芯盒尺寸为 700 mm×650 mm×(200～300) mm壳芯机，垂直分盒。此外，有多向（兼有垂直、水平）分盒与多工位的热芯盒射芯机。

芯盒的构成如图 4.7-214 所示，包括芯盒本体、定位、出芯机构。芯盒本体上做出芯腔、射（吹）砂口、排气槽、排气塞或孔等。

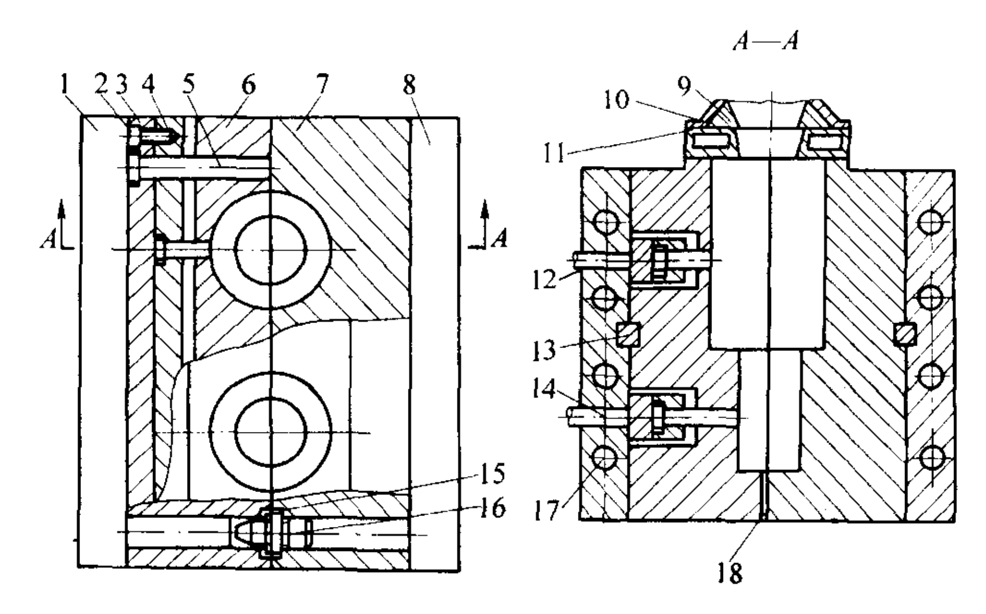


图 4.7-214　顶杆出芯的垂直分盒热芯盒
1、8—加热板；2—螺钉；3—盖板；4—固定板；5—回位导杆；6—动芯盒；7—静芯盒；9—导砂块；10—射头；11—水冷射砂板；12—顶芯杆；13—定位键；14—顶杆；15—销套；16—定位销；17—电热管；18—排气槽

除芯盒外，尚有加热板、水冷射砂板、射头内的导砂块需要设计。

8.3.1　芯盒材质

芯盒本体、镶块、定位销、套、顶芯杆、回位导杆等材质选用见表 4.7-189。

8.3.2　分盒面的确定

依机型选用垂直、水平分盒或多向分盒面。

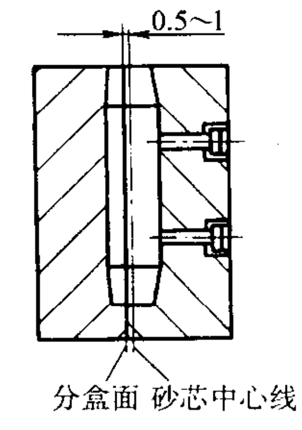
依砂芯形状确定使用平面分盒面或曲折分盒面。要求砂芯开盒后留在动芯盒内，以便顶出砂芯，为此，可采取以下措施：①将砂芯形状较复杂的半边或大半边置于动芯盒内，即增大动芯盒对砂芯的包容面。②对称的砂芯可将分盒面向静芯盒偏移 0.3～1 mm。③动芯盒内用较小的起模斜度（见图 4.7-215）。④在动芯盒的芯头处设抓卡，强制砂芯留在动芯盒一侧（见图 4.7-216）。⑤在静芯盒内设辅助推杆。⑥向静芯盒内多喷分离剂等。可根据不同条件有选择地应用。

表 4.7-189　热芯盒及其附属零件材质选用表

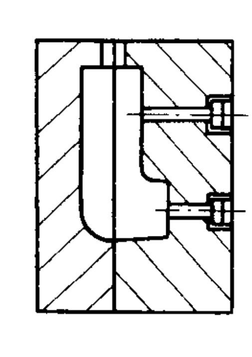
名　称	材质		热处理
	名　称	牌　号	
热芯盒本体	灰铸铁	HT200	去除应力热处理
镶块、活块	灰铸铁、铜合金、碳素钢	HT200、ZCuSn5Pb5Zn5 Q235A	去除应力热处理
顶芯杆、回位导杆	碳素钢	45	42～47HRC
顶杆压板，盖板	碳素钢	Q235A、35	35 钢调质处理
定位销	工具钢	T10	48～53HRC
定位销套	工具钢	T8、T10	45～50HRC
顶芯板	灰铸铁、碳素钢	HT200、Q235A	去除应力热处理
底框	灰铸铁	HT200	去除应力热处理

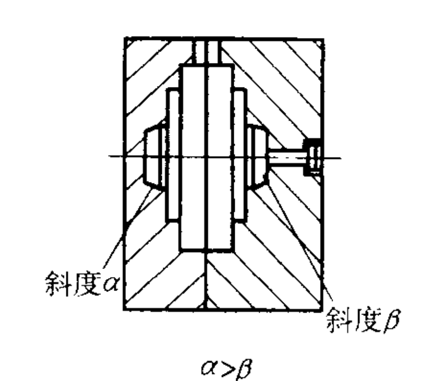
续表 4.7-189

名　　称	材　　质		热　处　理
	名　　称	牌　　号	
射砂口衬套	碳素钢	45	35～45HRC
排气塞	铜合金、铝合金	ZCuZn40Pb2、ZL101	
加热板	灰铸铁	HT200	去除应力热处理
水冷射板	灰铸铁	HT200	去除应力热处理



(a) 对称砂芯、分盒面向无顶出机构的半盒偏移


(b) 形状复杂，起模深的部分设置在顶出机构半盒



(c) 顶出机构半盒起模斜度小

图 4.7-215　定向留芯的分盒面和顶出机构的位置选择

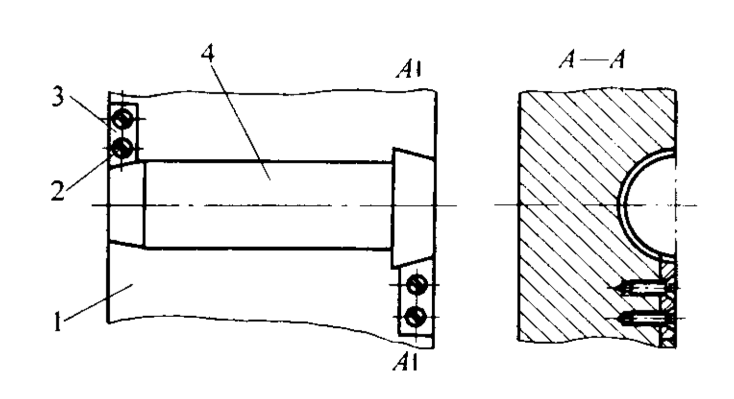


图 4.7-216　动芯盒上的抓卡

1—动芯盒；2—沉头螺钉；3—抓卡（钢板）；4—芯腔

8.3.3　热芯盒本体壁厚

为了便于芯盒的加工，减少散热面积，增加热容量，通常将芯盒设计成立方体和长方体形的实体芯盒。热芯盒本体壁厚（最薄处）见表 4.7-190。

表 4.7-190　热芯盒本体壁厚的选择　　mm

芯盒平均轮廓尺寸 (A + B) /2	≤250	>250～500	>500～650	>650
芯盒本体壁厚	15～30	20～40	25～50	30～60

注：A、B 分别为芯盒的长和宽。

8.3.4　射砂口的设计

（1）位置选择

射砂口是芯砂进入芯盒的通道，要求从射砂口进入的砂流畅通，芯盒排气顺利，使砂芯获得良好的紧实度，并能减少砂芯修整工作量。射砂口的位置应按下列原则选择（见表 4.7-191）：

1）优先设在砂芯的芯头处。

2）设在砂芯的大端。

3）设在砂芯的平面处，尽量避免设在斜面和曲面处。

4）射砂口应对正芯盒上的空穴深处，使砂流畅通，避免砂流直接冲到芯盒凸出部分、斜面和芯棒上。

5）当射砂口数量较多时，应对称和均匀布置，对于上顶芯的水平分盒的射砂口更应如此。同时应考虑射砂板的射砂范围。

6）射砂口的布置应考虑到加热元件的安放，不能与之相碰。

表 4.7-191　射砂口位置的选择

射砂口位置	不　正　确	正　　确
大端芯头处		
大端平面处		
射砂口截面积小于芯盒中砂流最小通道截面积		
避免砂流直接冲刷芯盒凸出部分、斜面和芯棒		

(2) 射（吹）砂口的形状与尺寸

常用射砂口形状见图 4.7-217。水冷射砂板上的射口尺寸，应使砂流有足够的动能。为此，要求射口面积不大于芯盒内腔的最小横截面积。还应使水冷射砂板尽量通用，重量小于 12 kg 的砂芯，射口常用圆形或长条形。直径或宽 8 ~ 15 mm 者用于重量 6 kg 以下砂芯；12 ~ 20 mm 的射口用于重量 6 ~ 12 kg 的砂芯；更重的砂芯用 $\phi10 \sim \phi14$ mm 的多孔射口。水冷射砂板上的射口尺寸至少应小于芯盒射口 1 ~ 2 mm。

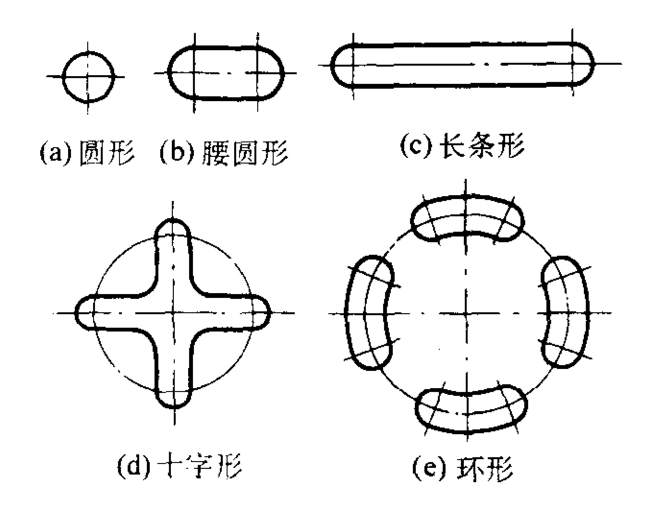


图 4.7-217 常用射砂口形状示意图

壳芯盒用水冷吹砂板上吹砂口的尺寸可用下式决定

$$a' \leqslant a - 2\delta \qquad (4.7\text{-}101)$$
$$b' \leqslant b - 2\delta$$

式中，a'、b' 为吹砂板上的吹砂口的长度、宽度；a、b 为壳芯盒上吹砂口的长度、宽度；δ 为壳芯厚。

(3) 射砂口衬套

小型芯盒的射砂口一般不用衬套。但对于水平分盒两工位的大型芯盒，为了防止射砂口的磨损，可在射砂口处安装衬套。为了减少砂芯的修整工作量，射砂口衬套应高于芯盒内腔表面 1 ~ 2 mm。热芯盒射砂口衬套结构、尺寸见表 4.7-192。

8.3.5 热（壳）芯盒加热方式

电加热方便、清洁、易控制，但费用高；煤气加热便宜，但不易控制，污染环境。当采用电加热时，芯盒体多制成厚实的立方体形，储热量大，使用时温度波动小。很厚大的芯盒体内直接放入电加热管，管壁距芯盒内腔应大于 10 mm；煤气加热的芯盒壁厚均匀，厚 20 ~ 25 mm。芯盒背面应有足够大的空腔，作为煤气燃烧室。燃烧室高度 45 ~ 60 mm。加强肋不应分割燃烧室，并留有进气孔和烟火逸出孔。图 4.7-218 为可燃气体加热的壳芯盒，图 4.7-219 为典型的电加热壳芯盒。

表 4.7-192 热芯盒射砂口衬套尺寸

mm

其余 6.3 ; D ; d ; C0.5 ; 5 ; 2×1 ; L ; α ; 上芯盒体 ; C0.5 ; $D_1\frac{H7}{h6}$; 1.6

d、D_1、D 为直径尺寸

d	D_1	D	L	α
12	$22_{-0.13}^{0}$	28	≤50	3°
			>50 ~ 80	2°
			>80 ~ 120	1°30′
14	$24_{-0.13}^{0}$	30	≤50	3°
			>50 ~ 80	2°
			>80 ~ 120	1°30′
16	$26_{-0.13}^{0}$	32	≤50	3°
			>50 ~ 80	2°
			>80 ~ 120	1°30′
18	$28_{-0.13}^{0}$	34	≤50	3°
			>50 ~ 80	2°
			>80 ~ 120	1°30′
20	$30_{-0.13}^{0}$	36	≤50	3°
			>50 ~ 80	2°
			>80 ~ 120	1°30′

8.3.6 工作内腔尺寸

热（壳）芯盒内腔尺寸通常只考虑铸造收缩率。对中小砂芯，可粗略认为芯盒因升温内腔尺寸的扩大和砂芯出盒后冷却所导致的尺寸缩小相互抵消。实际上，芯盒的热膨胀稍大于砂芯冷却至室温的收缩值；对于大芯盒，为了避免砂芯尺寸增大，设计芯盒内腔时，使用较小的铸造收缩率。例如，对铸铁件，模样用 1%的缩尺，热（壳）芯盒用 0.8% ~ 0.9%的缩尺进行计算，以实际测定的数据设计芯盒最可靠。

8.3.7 芯盒的定位

多用定位销定位。在静芯盒上装销，在动芯盒上装套。为防止两半芯盒因温度不同而将销子“咬死”，销套分圆孔、椭圆孔两种。热芯盒定位销、销套结构尺寸见表 4.7-193。定位销的材料为 T10，硬度为 50 ~ 55HRC。定位销套材料为 T8，硬度为 48 ~ 53HRC。定位销（套）与芯盒的装配一般采用过盈配合；而定位销与定位销套之间则用间隙配合。为了防止销套松动，可采用压板紧固式结构，见图 4.7-220、图 4.7-221。压板及压板式定位（定向）销、套结构尺寸见表 4.7-194，其布置原理见图 4.7-222。一般来说，定位销的定位段短，导向段长。小芯盒用 2 个销，大芯盒（平均轮廓尺寸超过 450 mm）用 3 ~ 4 个定位销。

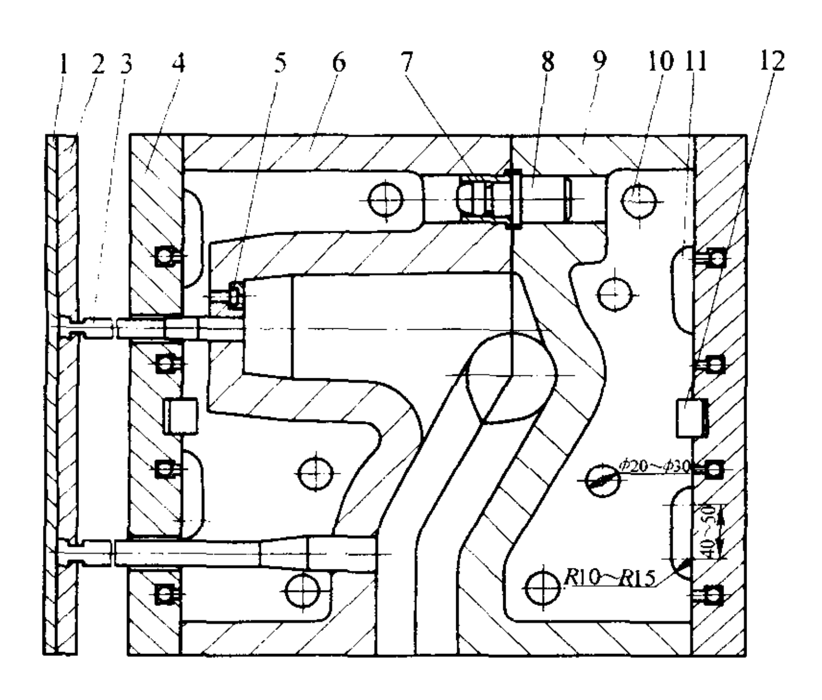


图 4.7-218　可燃气体加热壳芯盒结构

1—顶出板；2—固定板；3—顶芯杆；4—加热板；5—排气塞；6—定芯盒；7—定位销套；8—定位销；9—动芯盒；10—烟火逸出孔；11—空气进口；12—定位键

8.3.8　排气

热、壳芯盒都要排气。内腔死角处装排气塞，利用镶块、顶芯杆的间隙都可进行排气。加强排气，可改善砂芯紧实度。芯盒内的总排气道面积应为射口面积的 0.1 ~ 0.5 倍。应优先选用排气槽排气和间隙排气方式。

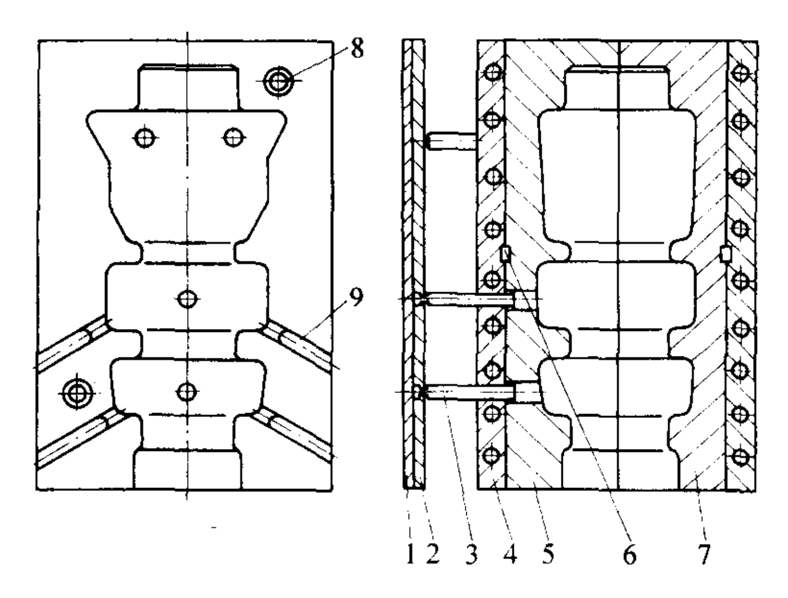


图 4.7-219　电加热壳芯盒典型结构

1—顶出板；2—固定板；3—顶芯杆；4—电加热板；5—定芯盒；6—定位键；7—动芯盒；8—定位销套；9—排气槽

表 4.7-193　热芯盒定位销、销套结构尺寸　mm

d	D_1	D	l	l_1	l_2	h	h_1
$\phi 12^{-0.085}_{-0.138}$	$\phi 16^{+0.034}_{+0.023}$	$\phi 22$	22	20	7	3	3
$\phi 15^{-0.095}_{-0.138}$	$\phi 20^{+0.041}_{+0.028}$	$\phi 26$	30	30	8	5	4
$\phi 20^{-0.110}_{-0.162}$	$\phi 28^{+0.041}_{+0.028}$	$\phi 34$	38	34	10	5	4

d	D_1	D	L	h
$\phi 12^{+0.077}_{+0.050}$	$\phi 16^{+0.034}_{+0.023}$	$\phi 22$	25	3
$\phi 15^{+0.077}_{+0.050}$	$\phi 20^{+0.041}_{+0.028}$	$\phi 26$	30	5
$\phi 20^{+0.098}_{+0.065}$	$\phi 28^{+0.041}_{+0.028}$	$\phi 34$	35	5

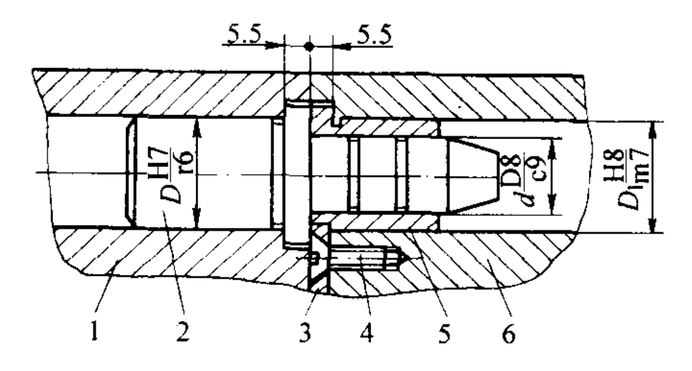


图 4.7-220　压板紧固式定位销（套）安装图

1—动（上）芯盒；2—定位销；3—压板；4—开槽沉头螺钉；5—定位销套；6—静（下）芯盒

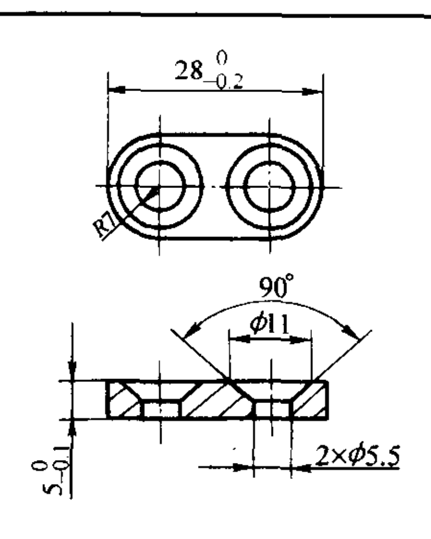
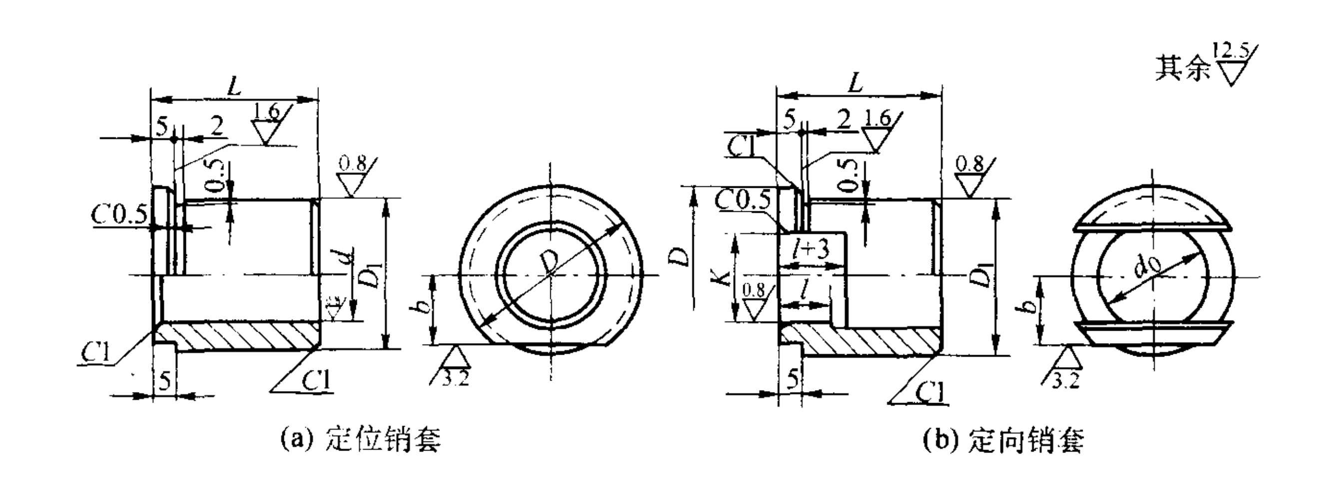


图 4.7-221　压板结构尺寸

表 4.7-194 压板式定位销套及定向销套结构尺寸 mm



(a) 定位销套 (b) 定向销套

d 或 K	D_1	D	L	l	b	d_0
$\phi15^{+0.077}_{+0.050}$	$\phi26^{+0.029}_{+0.008}$	$\phi30$	30	10	11	17
$\phi20^{+0.098}_{+0.065}$	$\phi34^{+0.034}_{+0.009}$	$\phi39$	35	12	15	22

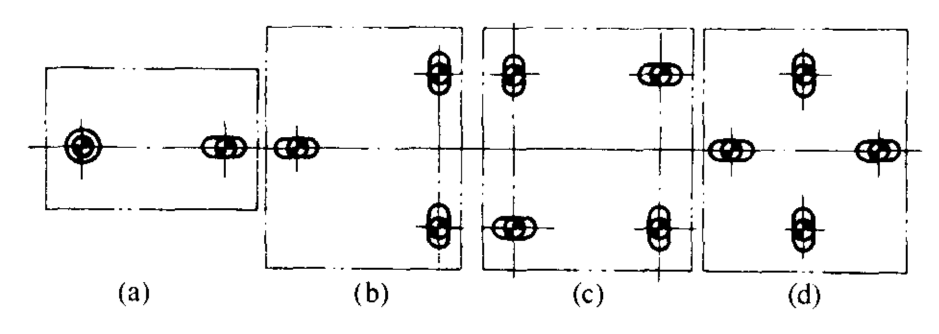
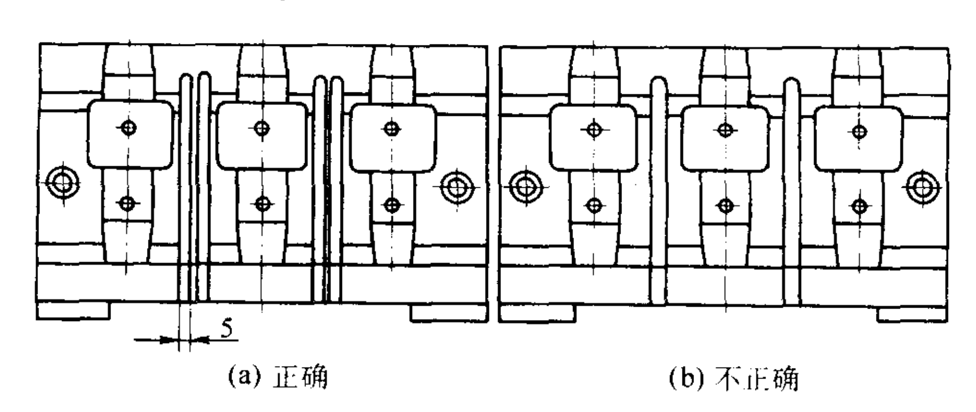


图 4.7-222 销套的布置原理

(1) 排气槽排气

排气槽加工方便，容易清理，不易损坏。排气槽一般开设在分盒面、射砂面以及镶块、活块的配合面上。为了提高排气效果，可扩大排气槽出口端的深度。对于多腔的芯盒，在相邻芯腔的排气槽不应连通，以免相互窜气，影响砂芯的紧实度及表面质量。排气槽结构见图 4.7-223、图 4.7-224。排气槽的深度为 0.2～0.3 mm，宽度可根据实际需要选取，一般为 10～25 mm。



(a) 正确 (b) 不正确

图 4.7-223 多腔芯盒排气槽设置示意图

(2) 排气塞排气

排气塞使用方便，不受位置限制，但容易堵塞，使用一段时间后，需要仔细清理或拆换，只用于其他排气方式难于紧实的砂芯部位。在压缩空气的推动下，砂芯以很高的速度射进芯盒内，以动能和压力差两种方式使芯砂得以紧实。设置排气装置就是为了充分发挥功能和压力差的作用，将砂流引向需要紧实的部位，获得满意的紧实度。一般来说，排气位置应选择在芯盒的低洼部位；芯盒的最后填充部位；需要依靠压力差进行紧实的部位；芯盒的转角或狭长通道处；多个射砂孔的芯盒中，砂流相交干扰处；背向砂流方向的部位。见图 4.7-225。排气塞的规格见表 4.7-195。

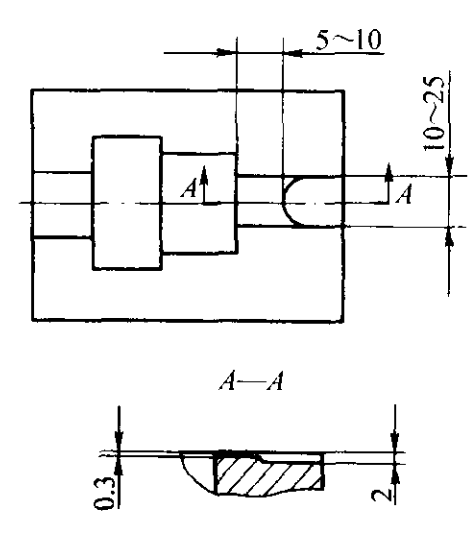


图 4.7-224 排气槽结构

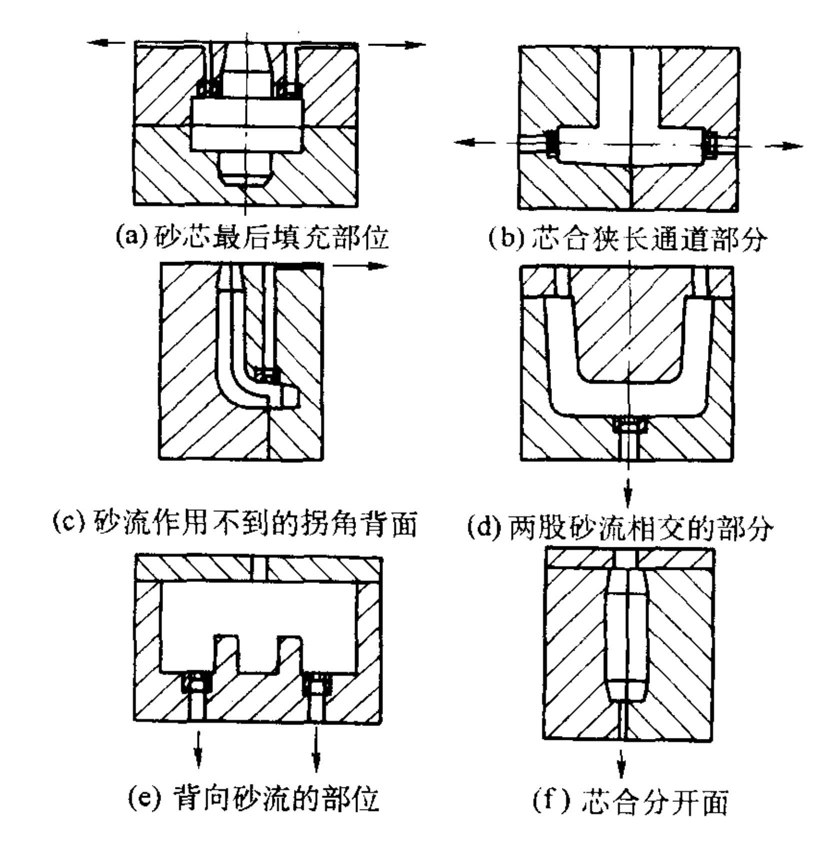


图 4.7-225 排气装置开设部位示意图

(3) 间隙排气

顶芯杆与芯盒之间的配合间隙也可排气，配合间隙一般选取 0.15～0.3 mm。为增大其排气面积，可在顶芯杆上制作出排气沟槽，见图 4.7-226。

表 4.7-195　排气塞规格尺寸

(a) 铜质排气塞

(b) 铝质排气塞

排气塞材料	排气塞直径 D/mm	排气塞槽数 n	通气面积 A/cm²
铝合金	$\phi 9.5$	6	0.10
	$\phi 12.5$	8	0.20
	$\phi 16$	10	0.35
铜合金	$\phi 9.5^{+0.024}_{+0.015}$	6	0.15
	$\phi 12.5^{+0.029}_{+0.018}$	8	0.26
	$\phi 16^{+0.029}_{+0.018}$	10	0.45

注：常用的铜合金排气塞用机械加工方法制造；铝合金排气塞用压铸方法制造。

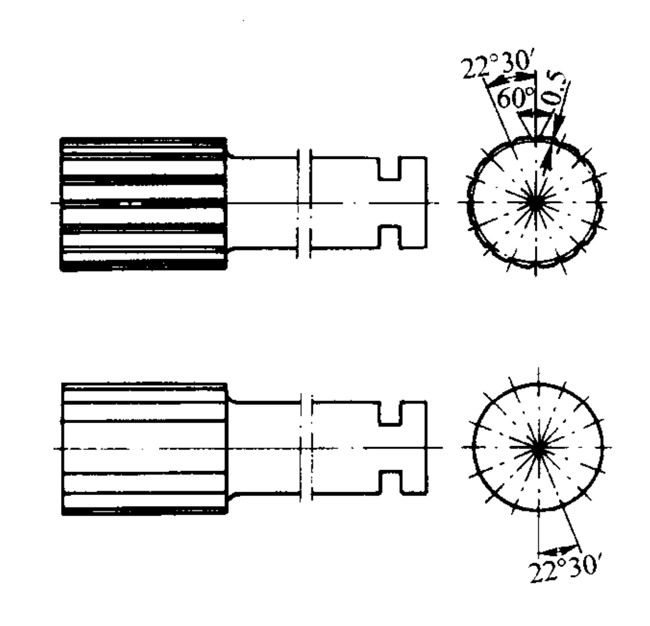


图 4.7-226　间隙排气的沟槽顶芯杆示意图

8.3.9 出芯机构

出芯方式根据砂芯的形状、射砂方向以及分盒形式确定，有顶杆出芯、移动托板出芯和旋转出芯等 3 种方式。

1）顶杆出芯　中、小型垂直和水平分盒热芯盒，顶出机构由顶芯杆、回位（导）顶杆、固定板和盖板等组成。芯盒闭合时，回位顶杆带动固定板、盖板返回原位。开盒时，则依靠固定挡板或顶芯气缸等推动固定板和盖板，使顶芯杆将砂芯从芯盒顶出。垂直分盒的典型顶出结构见图 4.7-214。

顶芯杆要分布均匀、对称。一般布置在起模斜度小，凹陷及厚大部分，取芯时受阻力最大处，需排气的部位以及砂芯的平面部位。在确保顶出砂芯完整的情况下，应减少顶芯杆数量，以简化芯盒结构。顶芯机构各附件结构和尺寸见表 4.7-196、表 4.7-197。

大型水平分盒二工位热芯盒，其顶芯机构分为上、下两个系统，有上顶芯和下顶芯两种顶出方式。

上顶芯过程：由下顶芯缸推动下顶芯系统，使上芯盒和砂芯一起顶离下芯盒，再由提升缸将上芯盒（包括砂芯）提升至一定高度。然后，上顶芯缸推动上顶芯机构，将砂芯顶出。水平分盒热芯盒上顶芯见图 4.7-227。对于大型复杂的薄壁砂芯，为防止其降落时磕坏砂芯，多采用下顶芯方式。其顶芯过程是：由上顶芯缸推动上顶芯机构，将砂芯压紧顶离上芯盒，再由提升缸将上芯盒提起，使砂芯留在下芯盒中，然后，下顶芯缸工作，推动下顶芯机构将砂芯顶出。水平分盒热芯盒下顶芯机构见图 4.7-228。

下顶芯机构包括下顶芯杆、回位顶杆、固定板和下顶芯板等附件。其中，回位导杆具有顶起上芯盒和回位的双重作用。为确保其工作平稳且可靠，要求回位导杆的顶面与下芯盒的分盒面平齐，如果顶面磨损，必须更换。各附件结构和尺寸见表 4.7-198。

表 4.7-196　顶芯杆和回位顶杆结构尺寸　　mm

d	$d_{孔}$	D	D_2	b	h
$\phi8^{-0.080}_{-0.138}$	$\phi8^{+0.036}_{0}$	$\phi14$	$\phi16$	$10^{0}_{-0.1}$	$5^{0}_{-0.1}$
$\phi10^{-0.080}_{-0.138}$	$\phi10^{+0.036}_{0}$	$\phi16$	$\phi18$	$12^{0}_{-0.1}$	$5^{0}_{-0.1}$
$\phi12^{-0.095}_{-0.165}$	$\phi12^{+0.043}_{0}$	$\phi18$	$\phi20$	$14^{0}_{-0.1}$	$6^{0}_{-0.1}$
$\phi16^{-0.095}_{-0.165}$	$\phi16^{+0.043}_{0}$	$\phi22$	$\phi24$	$18^{0}_{-0.1}$	$6^{0}_{-0.1}$

（根据芯盒定）

表 4.7-197　固定板和盖板结构尺寸　　mm

d	d_1	D_1	H	h	L_1	b	R	B	d_2	d_3	D_3
$\phi8$	$\phi8.5$	$\phi14.5$	10	$5^{+0.1}_{0}$	14	$10^{+0.1}_{0}$	5	20	M5	$\phi5.5$	$\phi11$
$\phi10$	$\phi10.5$	$\phi16.5$	10	$5^{+0.1}_{0}$	15	$12^{+0.1}_{0}$	6	22	M5	$\phi5.5$	$\phi11$
$\phi12$	$\phi12.5$	$\phi18.5$	12	$6^{+0.1}_{0}$	16	$14^{+0.1}_{0}$	7	24	M6	$\phi6.5$	$\phi13$
$\phi16$	$\phi16.5$	$\phi22.5$	12	$6^{+0.1}_{0}$	17	$18^{+0.1}_{0}$	9	28	M6	$\phi6.5$	$\phi13$

注：表中符号见表 4.7-198 中图。

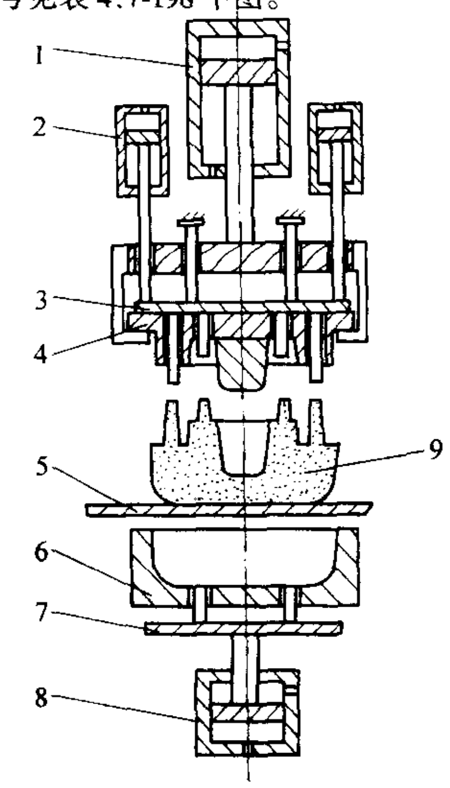


图 4.7-227　水平分盒上顶芯杆出芯简图
1—上芯盒提升缸；2—上顶芯缸；3—上顶芯板；4—上芯盒；5—接芯板；6—下芯盒；7—下顶芯板；8—下顶芯缸；9—砂芯

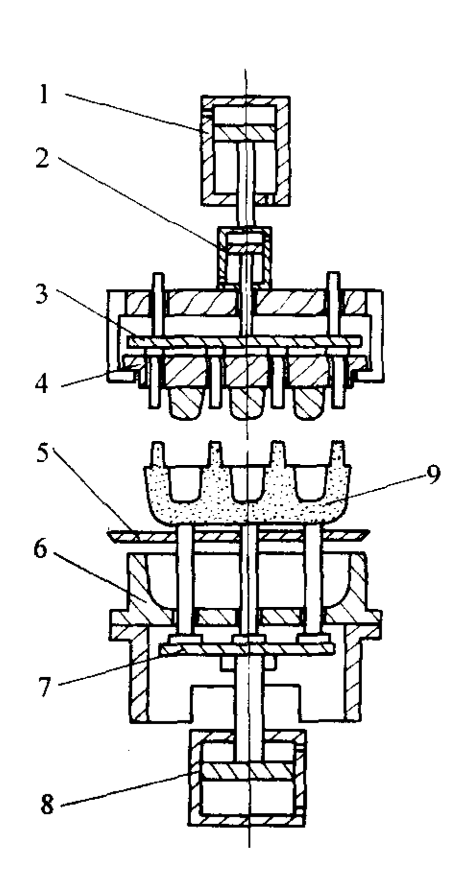


图 4.7-228　水平分盒热芯盒下顶芯（开盒压芯）简图
1—上芯盒提升缸；2—开盒压芯缸；3—上顶芯板；4—上芯盒；5—接芯板；6—下芯盒；7—下顶芯板；8—下顶芯缸；9—砂芯

上顶芯机构由上顶芯杆和上顶芯板等附件组成。上顶芯杆装配位置必须与水冷射砂板的射孔以及上芯盒的射砂孔一致，其中心距误差不大于 ± 0.2 mm。上顶芯板用顶芯杆结构尺寸见表 4.7-199。上顶芯板结构尺寸见表 4.7-200。

2）移动托板出芯　当芯盒开盒后，砂芯留在移动托板芯棒上，然后托板由汽缸推动向外移出，用手工将砂芯取下。移动托板出芯见图 4.7-229。

3）旋转出芯　旋转出芯的过程是由射芯机上的夹紧气缸使动芯盒移动到一定距离后，再由转向汽缸将芯盒旋转60°角，然后利用顶芯杆将砂芯顶出（或用手工取出），见图 4.7-230。

表 4.7-198　水平分盒二位热芯盒下顶芯杆结构尺寸　mm

d	$d_孔$	d_1	b
$\phi12_{-0.165}^{-0.095}$	$\phi12_{0}^{+0.043}$	11	6
$\phi16_{-0.165}^{-0.095}$	$\phi16_{0}^{+0.043}$	15	8
$\phi20_{-0.194}^{-0.110}$	$\phi20_{0}^{+0.052}$	19	10

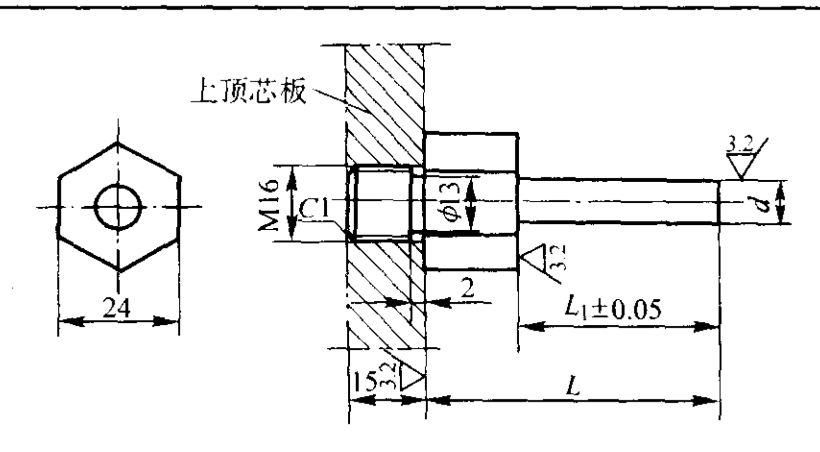
固定板尺寸

R	l	a	c	D
3	8	12	30	48
4	11	16	34	52
5	14	20	38	56

(a)　(b)

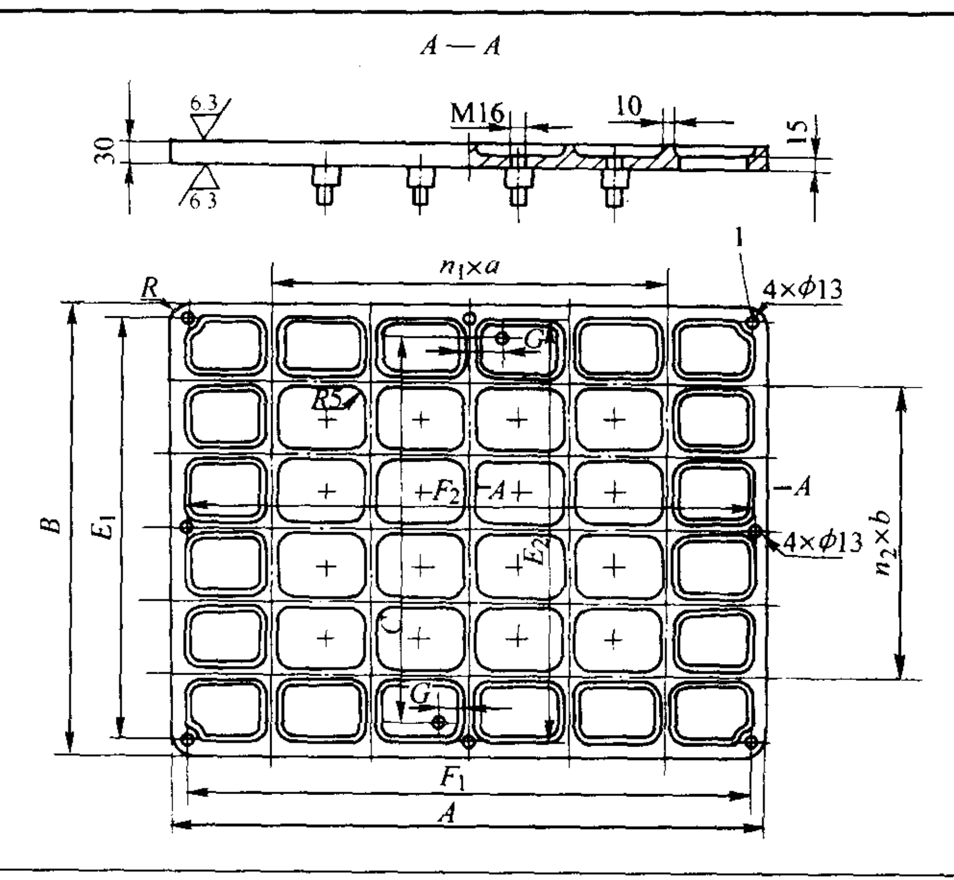
注：$d_孔$ 为下芯盒与下顶芯杆 d 配合尺寸，参照图中 d 与 $d_孔$ 之装配。

表 4.7-199　上顶芯杆结构尺寸　mm



<table>
<tr><td rowspan="2">d 的选择</td><td>芯盒射砂口直径 D</td><td colspan="3">φ12</td><td colspan="3">φ14</td><td colspan="2">φ16</td><td colspan="2">φ18</td><td colspan="2">φ20</td></tr>
<tr><td>上顶芯杆直径 d</td><td colspan="3">φ10</td><td colspan="3">φ12</td><td colspan="2">φ14</td><td colspan="2">φ16</td><td colspan="2">φ18</td></tr>
<tr><td rowspan="4">L 的选择</td><td>射芯机型号</td><td colspan="4">2ZZ8640</td><td colspan="4">2ZZ8625</td><td colspan="4">2ZZ8612</td></tr>
<tr><td>芯盒高度</td><td colspan="3">440</td><td colspan="3">510</td><td colspan="3">380</td><td colspan="3">300</td></tr>
<tr><td>上顶芯杆长度 L</td><td colspan="3">130</td><td colspan="3">60</td><td colspan="3">60</td><td colspan="3">40</td></tr>
<tr><td>上顶芯杆有效长度 L_1</td><td colspan="3">40</td><td colspan="3">40</td><td colspan="3">40</td><td colspan="3">25</td></tr>
</table>

表 4.7-200　上顶芯板结构尺寸　mm



续表 4.7-200

A	B	n_1	a	n_2	b	F_1	E_1	F_2	E_2	C	G	R	配用射芯机
640	460	4	160	4	115			615	435	175 ± 0.1	0	45	2ZZ8612
840	560	5	168	4	140			804	524	230 ± 0.1	10 ± 0.1	60	2ZZ8625
1 000	770	6	167	6	128	960	730			294 ± 0.1	50 ± 0.1	20	2ZZ8640

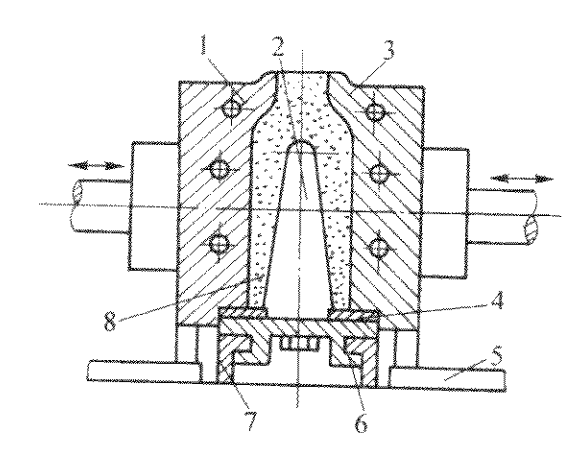


图 4.7-229 移动托板出芯简图

1—左芯盒；2—芯棒；3—右芯盒；4—托芯板；5—导轨；6—移动滑板；7—滑板导轨；8—砂芯

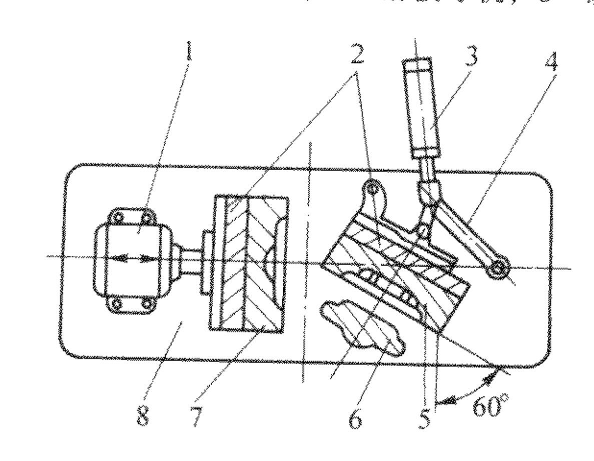


图 4.7-230 旋转出芯简图

1—芯盒夹紧缸；2—电加热板；3—回转缸；4—连杆；5—回转芯盒案；6—砂芯；7—芯盒；8—工作台

8.3.10 加热装置

(1) 电加热方式

应用普遍。特点：加热均匀，芯盒升温平稳，易于实现温度的自动控制。但加热升温速度较慢，电能消耗量大，电加热元件易损坏。有通用加热板和专用加热装置两种。砂芯几何形状简单，生产批量小，需经常更换芯盒时，应选用通用电加热板。由加热板、电加热元件及连接导线等组成；而形状复杂，生产批量较大的热芯盒用专用加热装置，将电加热元件直接安装在热芯盒主体内，无需另外设置加热板。

1) 电加热板 电加热板采用 HT200 或 HT250 灰铸铁经机械加工而成。加热板的尺寸大小，除满足电加热元件的安放外，还应与选用的射芯机技术规格和热芯盒外形相适应（图 4.7-231）。

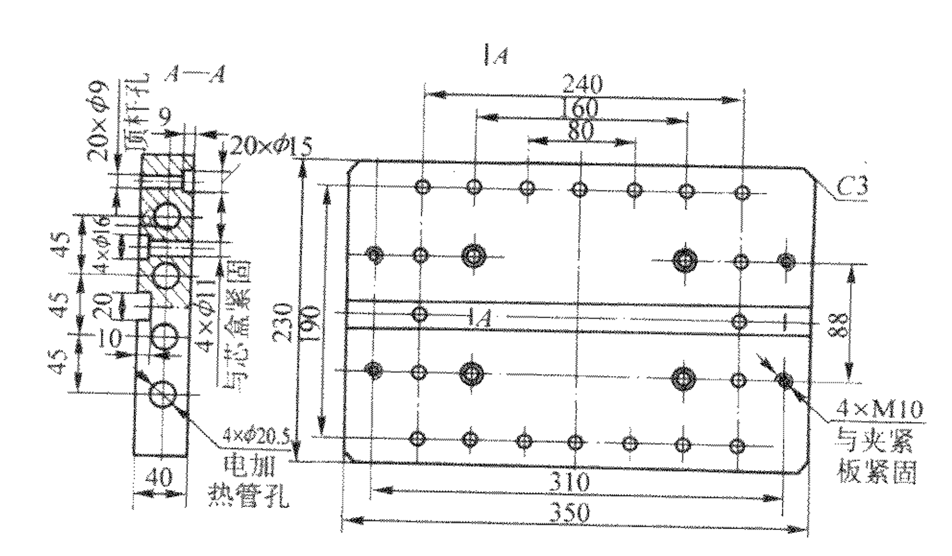


图 4.7-231 Z861 2B 单工位垂直分盒热芯盒射芯机用电加热板典型结构尺寸加热板功率为 4 × 1.1 kW = 4.4 kW

2) 电加热功率 加热功率 P 计算公式如下：

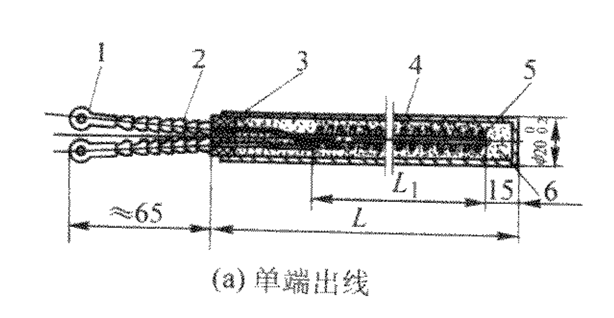
$$P = QG/3\ 600\ \text{kW} \quad (4.7\text{-}102)$$

式中，Q 为硬化 1 kg 芯砂所需要的热量，按 $Q = 251.2$ kJ/kg 计算；G 为每小时加热的芯砂总量，kg/h。

3) 电加热管的数量和布置 根据加热功率及芯盒的大小、砂芯的形状、机器的工作特点等，选择合适型号和长度的电加热管。电加热管有单端出线的和双端出线的两种形式。常用规格见表 4.7-201。一般每个芯盒最少放三根，力求使芯盒加热均匀。布置加热管时，应注意不得与其他零件及机构，如顶芯杆、回位导杆、排气塞等相碰。

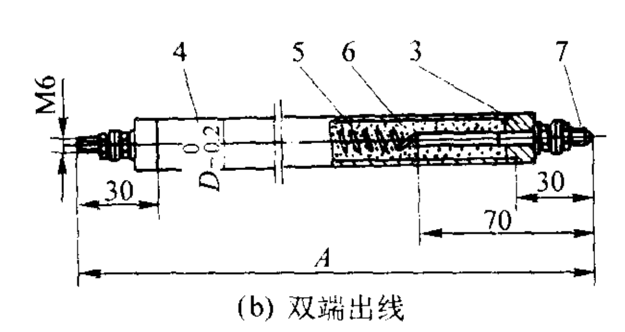
表 4.7-201 管状电加热元件规格尺寸

	型号	A/mm	L/mm	L_1/mm	D/mm	电压/V	功率/kW
单端管状电加热元件	SRM3—220/0.3		150 ± 10	80		220	0.3
	SRM3—220/0.5		200 ± 10	130		220	0.5
	SRM3—220/0.8		300 ± 10	230		220	0.8
	SRM3—220/1.0		350 ± 10	280		220	1.0
	SRM3—220/1.2		450 ± 10	388		220	1.2
	SRM3—220/1.5		550 ± 10	480		220	1.5
	SRM3—220/1.8		650 ± 10	580		220	1.8
	SRM3—220/2.2		750 ± 10	680		220	2.2
	SRM3—220/2.6		850 ± 20	780		220	2.6
	SRM3—220/3.0		1 000 ± 20	930		220	3.0
	SRM3—220/3.2		1 100 ± 20	1 030		220	3.2



(a) 单端出线

续表 4.7-201

	型　号	A/mm	L/mm	L_1/mm	D/mm	电压/V	功率/kW	
双端管状电加热元件	SRD	420			8	110	0.3	(b) 双端出线 管状电加热元件结构 1—接线片；2—绝缘子；3—绝缘塞；4—外壳（1Cr18Ni9Ti）；5—电阻丝（Cr20Ni80）；6—氧化镁填料；7—接线柱
	SRD	360			12	110	0.4	
	SRD	480			12	110	0.6	
	SRD	530			16	110	1.0	
	SRD	490			20	220	0.8	
	SRD	550			20	220	1.6	
	SRD	950				220	2.2	
	SRD	970				220	2.2	
	SRD	1 000				220	2.5	
	SRD	1 100				220	2.5	

(2) 可燃气加热方式

1) 优缺点　火焰直接喷烧芯盒的背面，具有升温快，加热效果好，芯盒结构简单、轻便等优点。缺点是：温度波动大，不易控制。芯盒背面装燃气管常给芯盒顶芯杆布置带来困难。如用煤气加热，还污染空气，劳动条件差。

2) 燃烧腔　可燃气由总管进入装在加热板内的各支管中，在芯盒背面燃烧。应尽可能使火焰喷射到芯盒上，以提高热效率。因此，热芯盒本体应设有作为燃烧空间的燃烧腔。燃烧腔的高度宜大于 45 ~ 60 mm。

3) 加强肋　为加强芯盒的强度和刚度，可设置加强肋。但不能分割芯盒燃烧腔，以免影响芯盒温度的均匀性。加强肋的高度应比燃烧腔的高度低 10 ~ 15 mm，其间距为 150 ~ 200 mm，根据芯盒具体情况而定。

4) 保证充分燃烧　芯盒与加热板的连接处应留有一定的空隙（10 ~ 15 mm），以便让空气能从空隙进入燃烧腔。另外，为了使废气能及时排出，在燃烧腔周围均匀开设 ϕ20 ~ ϕ30 mm 的跑火孔，其间距为 60 ~ 100 mm。

5) 燃气管的数量和位置　应根据顶芯杆、回位顶杆、砂芯几何形状及尺寸大小确定。一方面不与芯盒零件相干涉，另一方面使芯盒温度均匀，为此，芯盒最下部应布置可燃气管。可燃气加热方式的热芯盒结构见图 4.7-232。

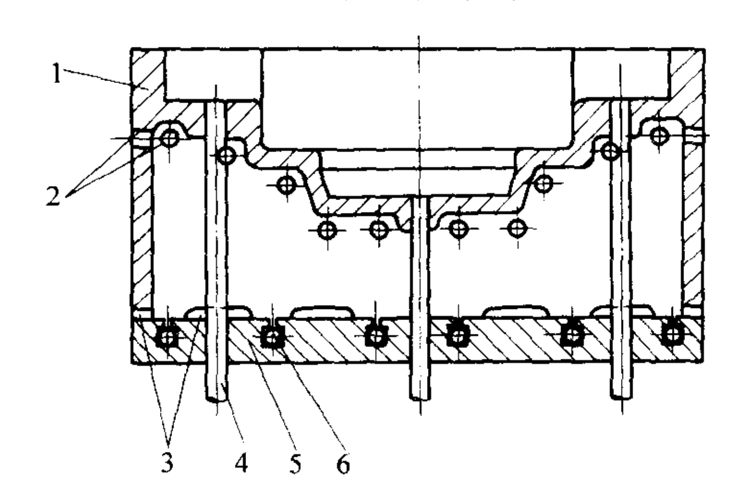


图 4.7-232　可燃气体加热方式热芯盒结构简图
1—芯盒；2—跑火孔；3—空气进口；
4—顶芯杆；5—加热板；6—可燃气管

9　砂箱及其他

9.1　设计和选用砂箱的基本原则

1) 满足铸造工艺要求。如砂箱和模样间应有足够的吃砂量、箱带不妨碍浇冒口的安放、不严重阻碍铸件收缩等。

2) 尺寸和结构应符合造型机、起重设备、烘干设备的要求。砂箱尺寸、形状是设计或选购造型机的主要依据。为此，大量生产中应对计划在造型线上生产的全部铸件逐一进行铸造工艺分析，以确定共用砂箱的尺寸和形状。

3) 有足够的强度和刚度，使用中保证不断裂或发生过大变形。

4) 对型砂有足够的附着力，使用中不掉砂或塌箱，但又要便于落砂。为此，只在大的砂箱中才设置箱带。

5) 经久耐用，便于制造。

6) 应尽可能标准化、系列化和通用化。

9.2　类型

9.2.1　专用砂箱和通用砂箱

专用砂箱：专为某一复杂或重要铸件设计的砂箱。例如卡车后桥的专用砂箱（图 4.7-236）。通用砂箱：凡是模样尺寸合适的各种铸件均可使用的砂箱。多为长方形。

9.2.2　依制造方法、造型方法、按重量和尺寸分类

见表 4.7-202 ~ 表 4.7-204。

9.2.3　典型砂箱

(1) 手工造型和半机械化造型（如震击造型机）用砂箱

砂箱为单层壁结构，有手柄或吊轴，箱壁有排气孔，多采用整铸式，也有用钢材焊制的。砂箱外形有长方形、方形、圆形或其他形状。中、大砂箱多数有箱带，以提高砂型的强度。

通常砂箱的两端设有箱耳，用于安装定位销和定位套，以确保造型合型的定位精度。在砂箱上设有紧固结构，例如用箱卡紧固砂箱的楔形箱耳。图 4.7-233 为一种小型砂箱；图 4.7-234 为用于震击造型机的中型砂箱（h 为砂箱高度）。箱带做成一定高度，这些属于通用砂箱，一般用于单面模板的手工或半机械化造型。

图 4.7-235 是一种圆形专用砂箱，适用于圆形铸件。图 4.7-236 是用于震动造型机的大型专用砂箱，其侧壁有两条肋用以增强砂箱的强度。箱壁和箱带做成随形的，其形状与模样轮廓的形状相似。这样可以减少型砂用量，减轻劳动强度。提高生产效率。适用于大批量生产。

(2) 高压造型用砂箱

气动微震、射压、高压、气冲等高压造型机为主机的自动化流水造型线所用砂箱，在工作过程中要承受较高的压力，还应具备如下特点：

表 4.7-202 砂箱按制造方法和材料分类

分类	使用材料	使用特点
整铸式砂箱	铸钢	铸钢砂箱强度高、重量轻、耐用，常用于机器造型
	球墨铸铁	球墨铸铁砂箱主要用于机器造型和大型砂箱，可代替铸钢砂箱
	灰铸铁	铸铁砂箱应用最广，材料成本低，制造方便，强度、刚度较高
	铝合金	铸铝砂箱轻便、材料成本高，强度低，易被铁液损伤，多用于小件脱箱造型
焊接式砂箱	型钢、钢材及铸钢件	轻便、耐用，制造周期短，常用于单件简易临时砂箱
装配式砂箱	经加工的铸钢、铸铁及木质件，用螺栓等组合而成	木质装配砂箱多用于手工造型滑脱式砂箱。铸铁、铸钢砂箱多用于单件、小批生产的大型砂箱

表 4.7-203 砂箱按造型方法分类

分类	应用范围	设计及使用特点
手工造型用砂箱	手提砂箱，双人手抬砂箱，吊运砂箱	根据生产工艺要求，适当加工，适用单件小批量生产，可设计定位孔
机器造型用砂箱	震击、震压、射压、高压、气冲造型机用砂箱	需加工、定位精度要求高，强度、刚度要求大，适用于成批、大量生产
抛砂机造型用砂箱	吊运式，翻转起模机构式	箱带间距不应太小，应适当考虑抛砂路线以利于型砂紧实，适用于单件或成批量生产
劈模造型用砂箱	单劈式、双劈式、多劈式	砂箱结合面均要求加工，平行度和垂直度有一定要求，变形量要小，吊运要方便，适用于批量生产
脱箱造型用砂箱	装配式、整铸式滑脱砂箱	砂箱轮廓尺寸不宜太大，可用木质、铝合金等制造，适用于单件小型铸件
地坑造型用砂箱	装配式、整铸式砂箱	砂箱可不加工或简单加工，不需设置紧固、定位和箱耳装置，适用于大型铸件生产

表 4.7-204 砂箱按重量和尺寸分类

规格 \ 砂箱形式	手抬、式砂箱	手抬、吊运、自动线用砂箱	吊运、自动线用砂箱	吊运式砂箱	
	小型	中小型	中型	大型	重型
砂箱内框平均尺寸/mm	≤500	501~750	751~1 500	1 501~5 000	>5 000
砂箱高度/mm	100~300	100~400	150~600	250~800	400~800
空砂箱重量/kg	≤40	40~150	170~750	800~20 000	>20 000
砂箱内部容积/m^3	≤0.075	0.075~0.225	0.337~1.350	1.80~2.0	>2.0
有无箱带	一般无箱带	根据情况确定	根据情况确定	有箱带	有箱带

注：1. 砂箱内框平均尺寸指砂箱分箱面内框长加宽的算术平均值。
2. 砂箱重量以铸铁为例。

1）砂箱壁具有更高的刚度和强度。以承受高比压造型的压力，保持砂型的尺寸精度。

2）砂箱壁上设有滑道、定位孔、限位块、合型销等。以便完成砂箱的造型、运输、定位、翻转、合型、浇注、落砂等功能。

3）砂箱一般无箱带。便于实现自动化造型与落砂。

4）砂箱壁内侧呈一定程度的凹形。以保证在运输、翻转等过程中砂型不脱落、不位移。

5）砂箱的定位精度高，保证铸件的尺寸精度。

图 4.7-237 是小型射压造型机自动生产线使用的砂箱。壁厚、肋条的设计都显示了更高的刚度和强度，箱壁内侧凹进 10 mm 以防砂型脱落。砂箱两侧设有滑道，自身带有定位（向）销、套，定位销处的箱耳采用双层，以增加强度和定位销垂直度的稳定性，定位衬套采用上、下同心设置，手柄用于吊运。图 4.7-238 为高压造型机用的中型砂箱。图 4.7-239 为高压造型用双层壁砂箱。

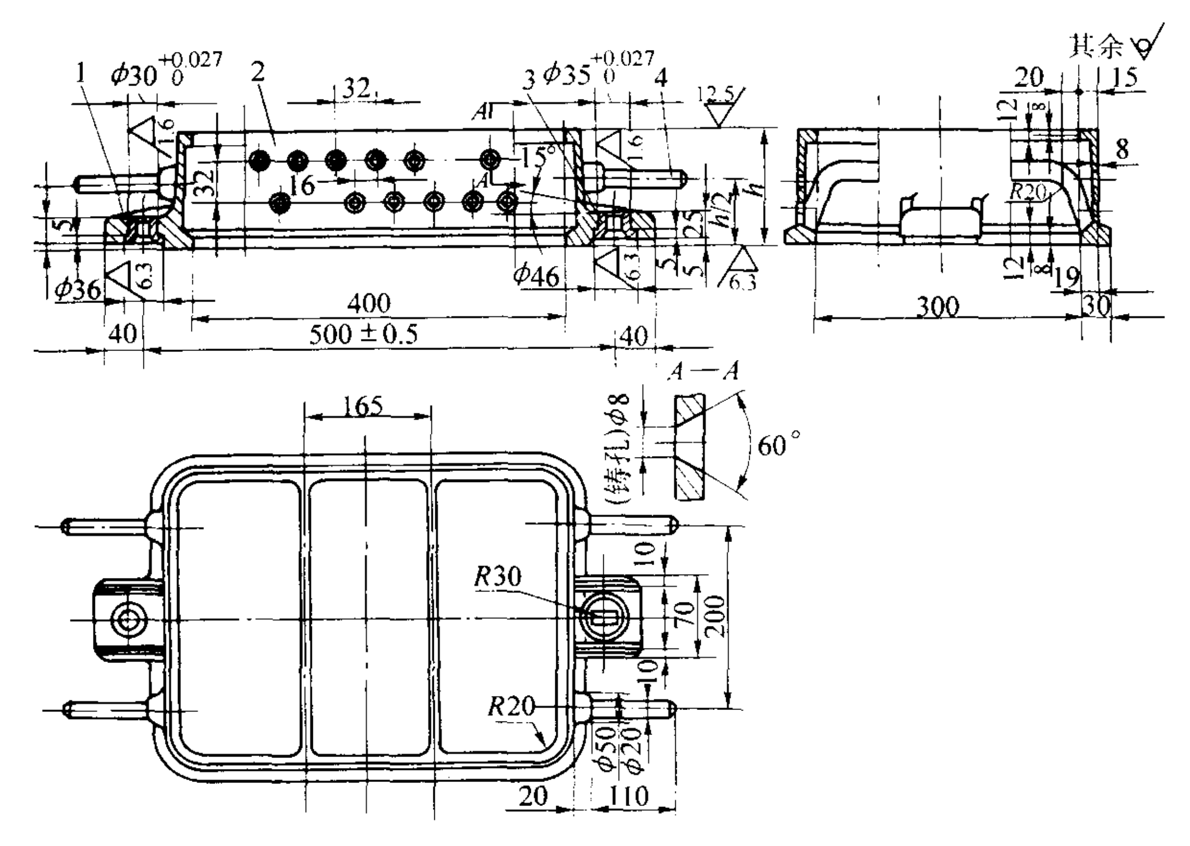


图 4.7-233　手工、震击造型机用小型通用砂箱

1—定位套；2—砂箱；3—导向套；4—手柄

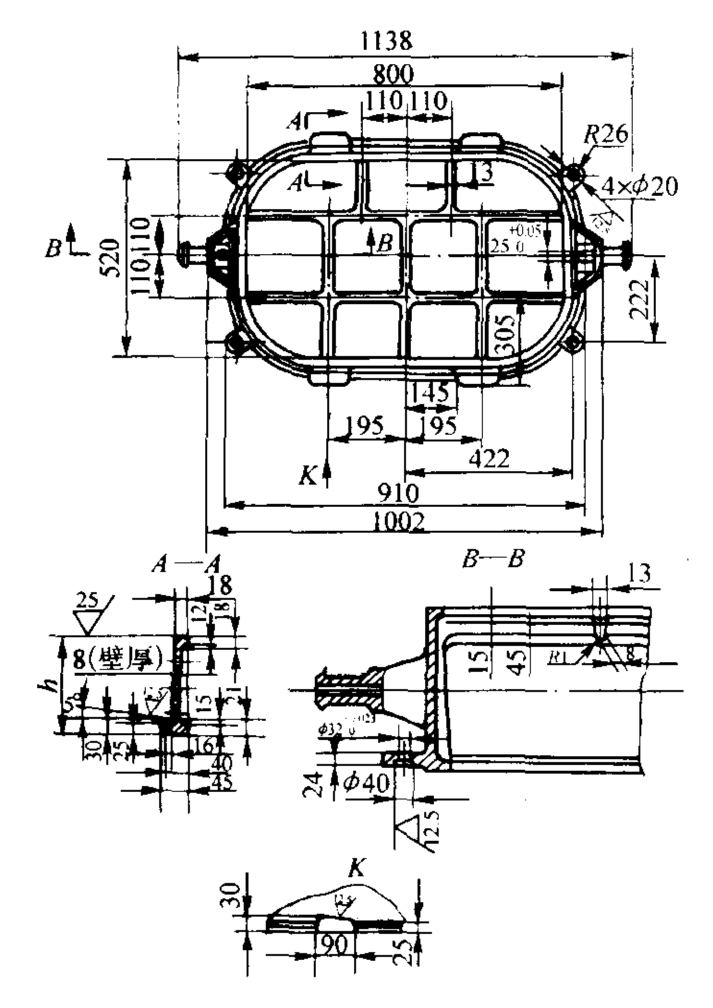


图 4.7-234　震击造型机用中型通用砂箱（上砂箱）

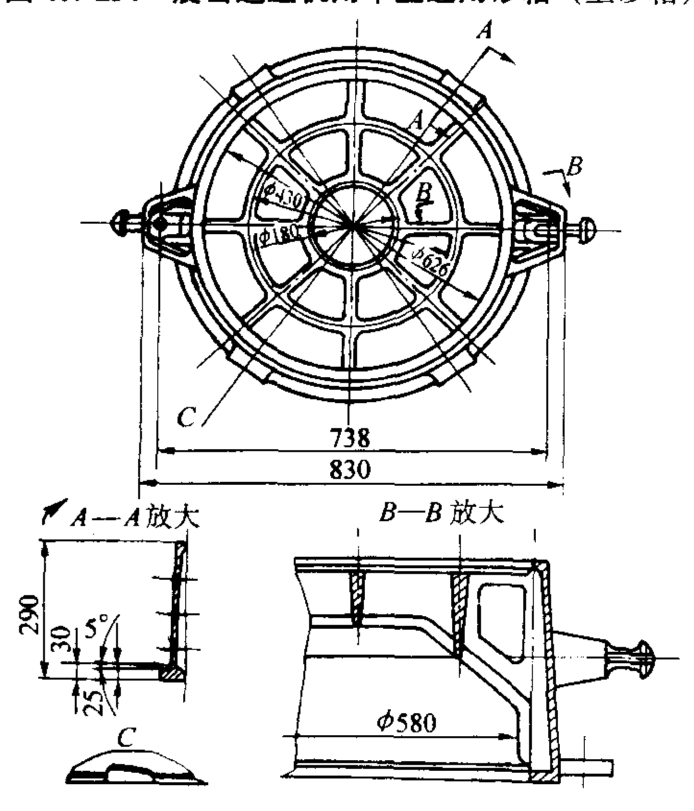


图 4.7-235　圆形专用砂箱

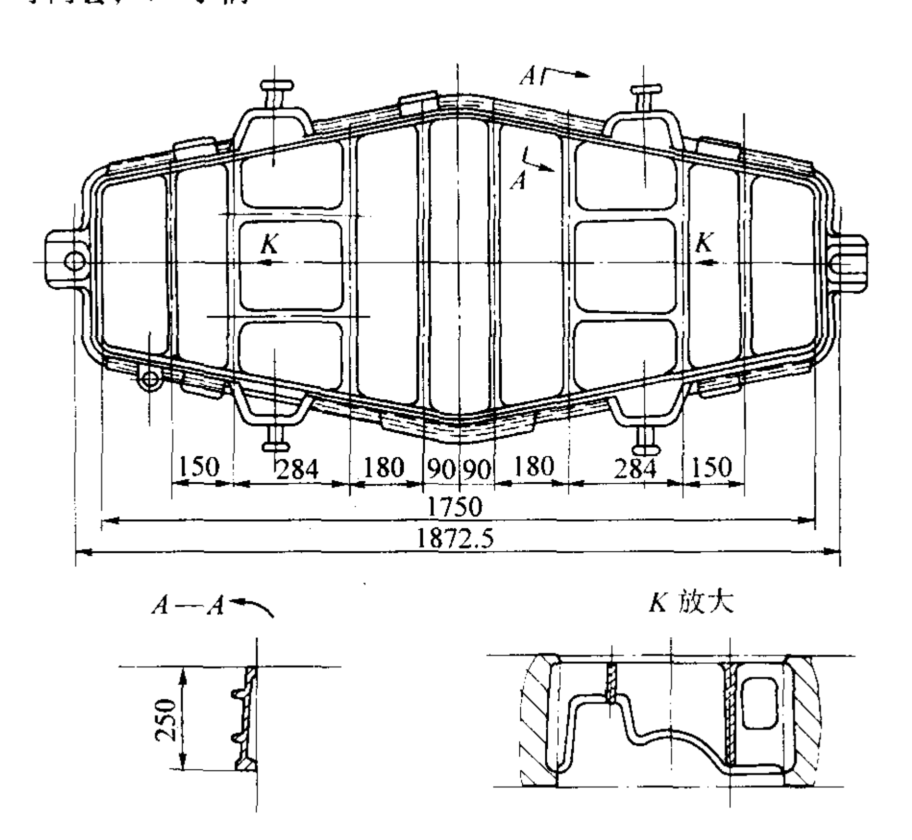


图 4.7-236　用于震动造型机的大型专用砂箱

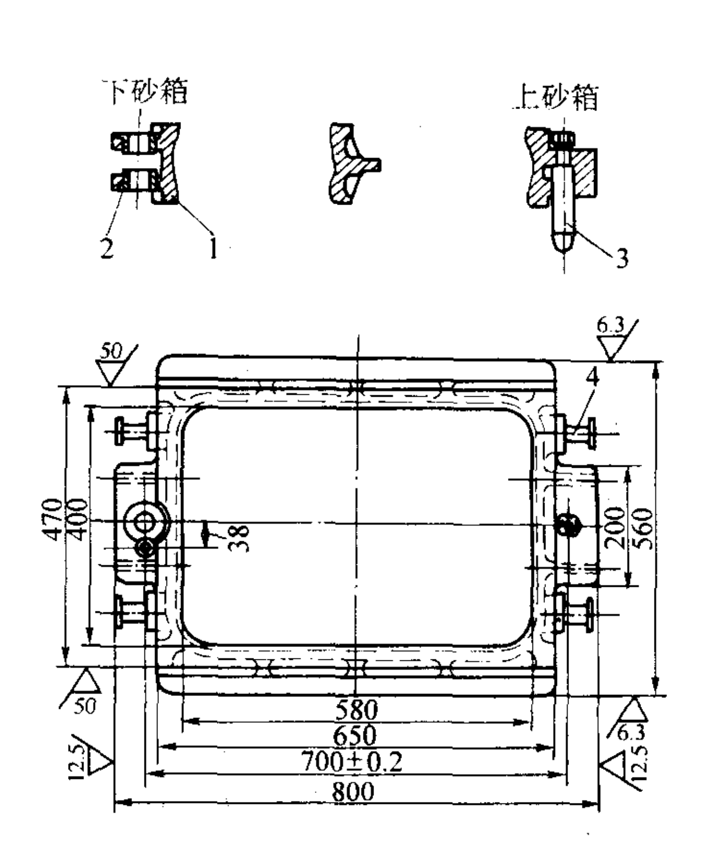


图 4.7-237　小型射压造型机用的单层壁砂箱

1—本体；2—定位销套；3—定位销；4—手柄

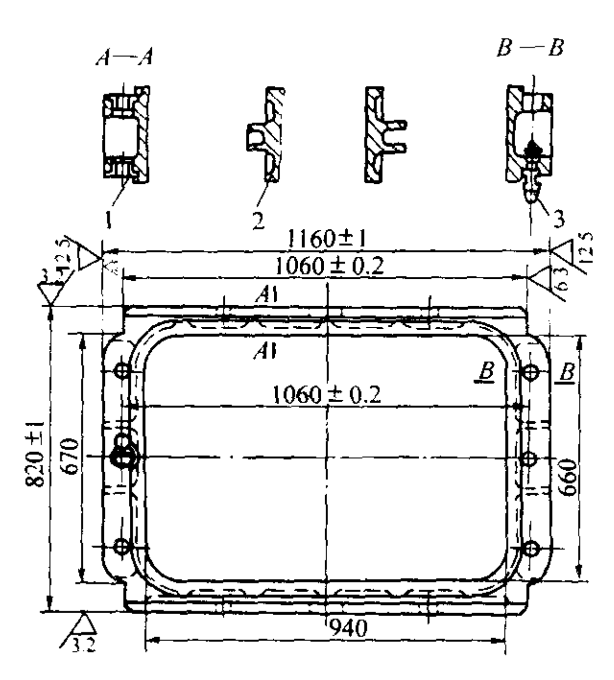


图 4.7-238 高压造型机用中型单层壁砂箱
1—定位衬套；2—箱体；3—定位（向）销

图4.7-240为手工造型用整铸式大型铸钢砂箱。图4.7-241为装配式大型砂箱（吊轴式），用于大型铸件的生产。由于砂箱较大，采用分段制造。按一定规格尺寸制造箱壁和箱带等部件，再用螺栓联接，组合成装配式砂箱。用预先设计和制造的不同规格的箱壁和箱带，可以组装成几种不同规格的砂箱，在铸造生产中具有较大的灵活性。

9.3 砂箱结构

9.3.1 砂箱名义尺寸

砂箱名义尺寸是指分型面上砂箱内框尺寸（长度×宽度×砂箱高度）。确定砂箱尺寸时要考虑一箱内放置铸件的个数和吃砂量。吃砂量的最小数据参照表4.7-205。

所设计的砂箱长度和宽度应是50 mm或100 mm的倍数，高度应是20 mm或50 mm的倍数。

9.3.2 箱壁

砂箱壁的断面形状、尺寸影响强度和刚度。普通砂箱壁的形式见图4.7-242。高压、气冲造型用的箱壁形式如图4.7-243所示。

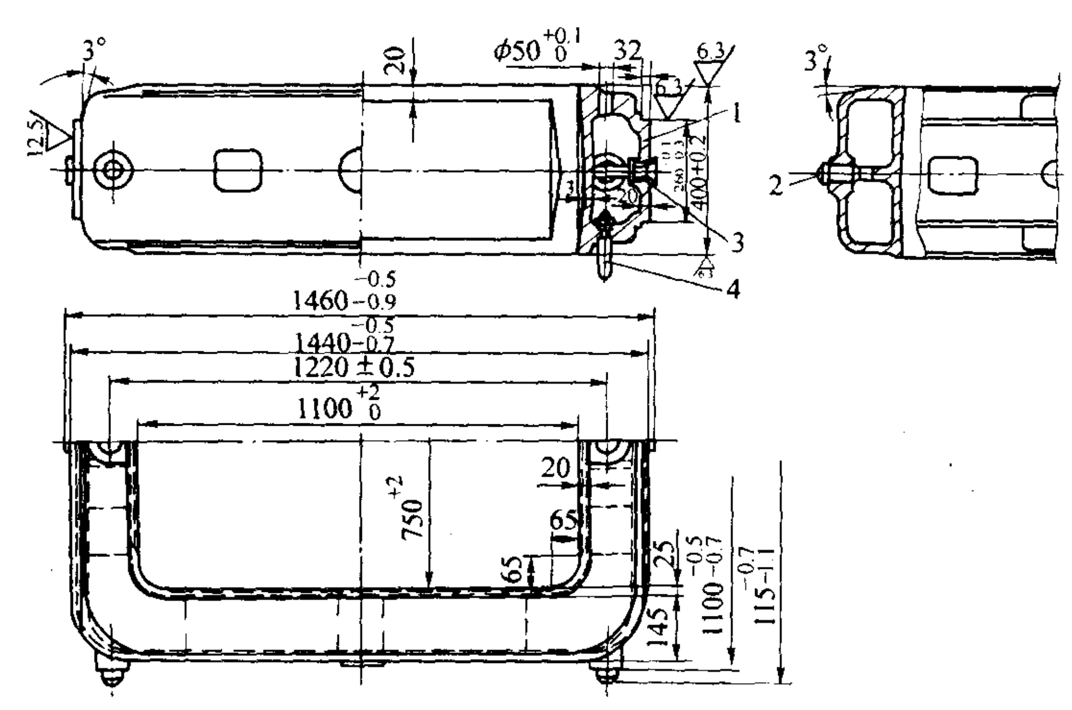


图 4.7-239 高压造型用双层壁砂箱（上）
1—上砂箱；2—碰块；3—定位销套；4—合型销

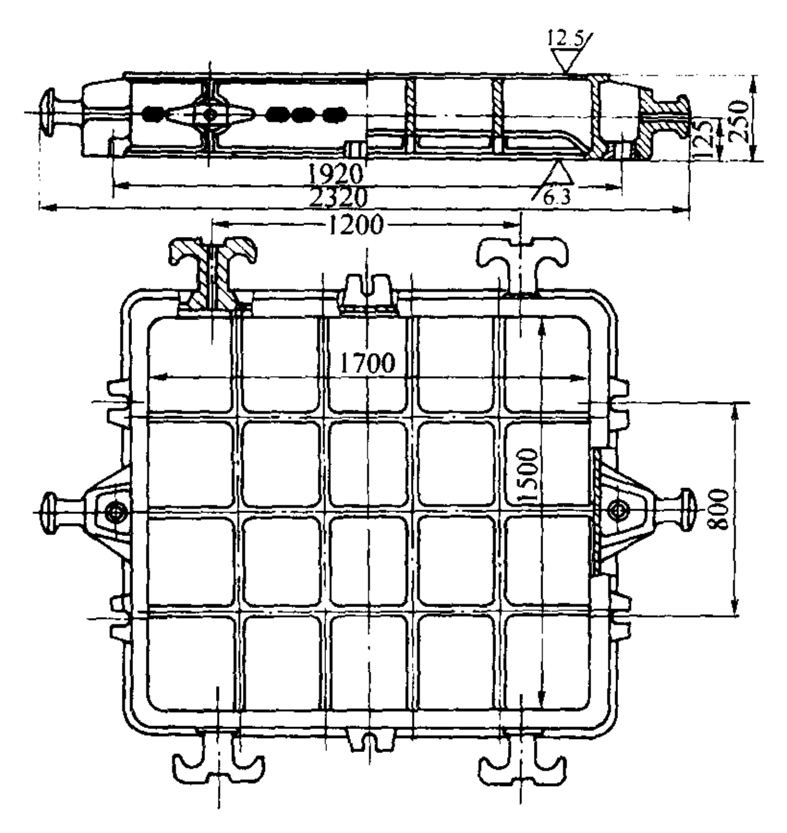


图 4.7-240 手工造型用大型铸钢砂箱（材质：ZG270）

选用箱壁形式时，可参考以下经验：

1）简易手工造型砂箱，常用较厚的直箱壁，不设内外突缘，制造简便，容易落砂。

2）普通机器造型砂箱，常用向下扩大的倾斜壁，底部设突缘，防止塌箱，保证刚性，便于落砂，箱壁上留出气孔

3）中箱箱壁多为直壁，上下都设突缘。大砂箱内应有箱带以防止塌箱。中箱因无贯通的箱带，刚度小，故应加厚。

4）高压造型和气冲造型用砂箱，尽量不加箱带，以便落砂。因受力大，要求刚度大。小砂箱用单层壁，大砂箱用双层壁。箱壁上不设出气孔。

9.3.3 箱带（箱档、箱肋）

箱带增加对型砂的附着面积和附着力，提高砂型总体强度和刚度，防止塌箱和掉砂，延长砂箱使用期限。但箱带使紧砂和落砂困难，限制浇冒口的布局，故用于中大砂箱，平均内框尺寸小于500 mm的普通砂箱、小于1 250 mm的高压造型用砂箱不用箱带。

专用砂箱的箱带随模样形状而起伏，至模样表面的距离（吃砂量）为：顶面 $a=15\sim40$ mm，侧面 $b=20\sim45$ mm，底部距模板 $c=25\sim45$ mm。砂箱大，取上限。为减轻重量和增加对型砂的附着力，高箱带部位开窗口（见图4.7-244）。

通用箱带高度取0.25～0.3倍砂箱高度，以适应不同模样。

箱带至冒口、浇口杯模的距离应大于30～40 mm。宽度小于500 mm的砂箱，只在箱内设横向箱带。大型砂箱带可布成方格形或长方格形；圆砂箱内的箱带可布成扇形格；大砂箱带可用装配式。箱带间距120～600 mm。

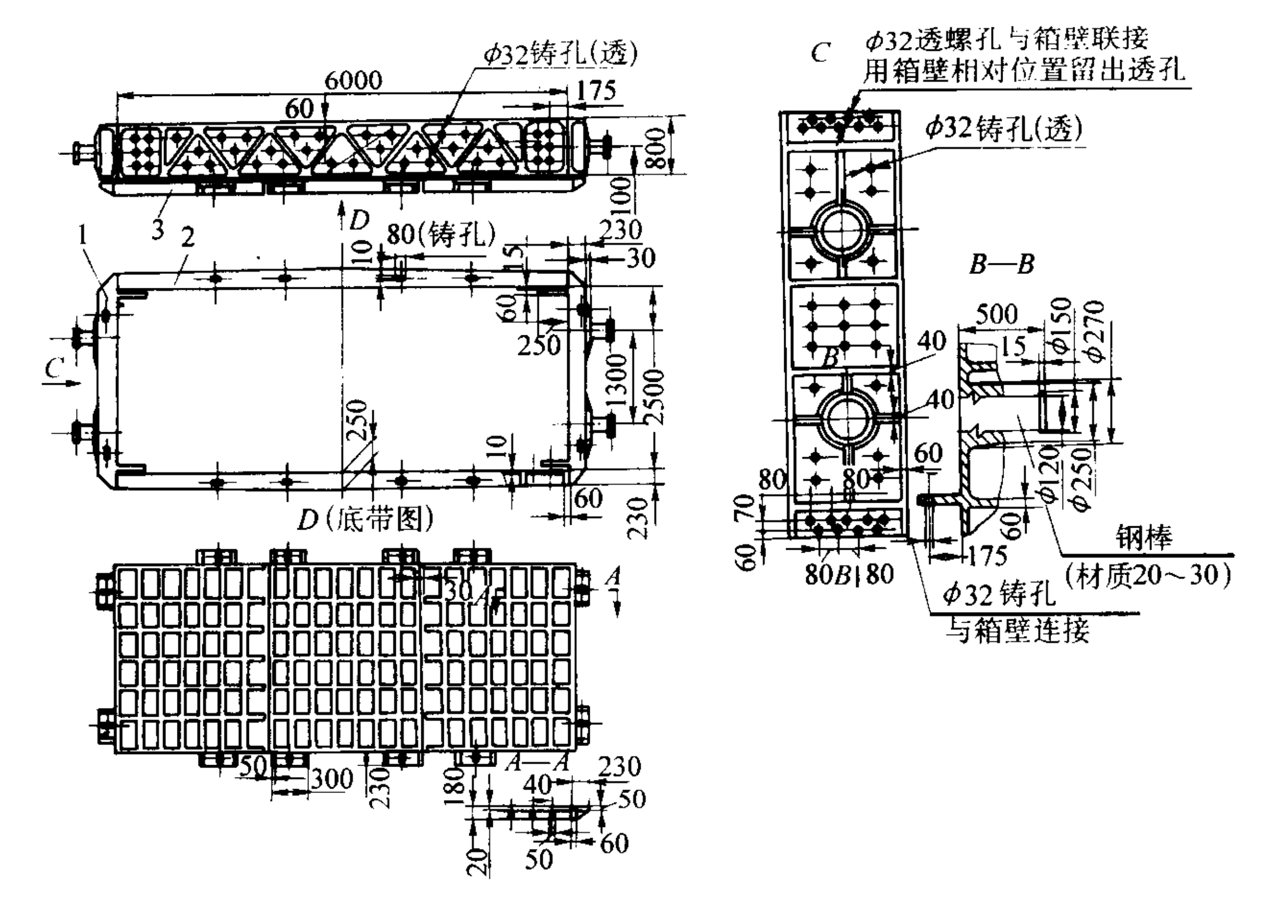
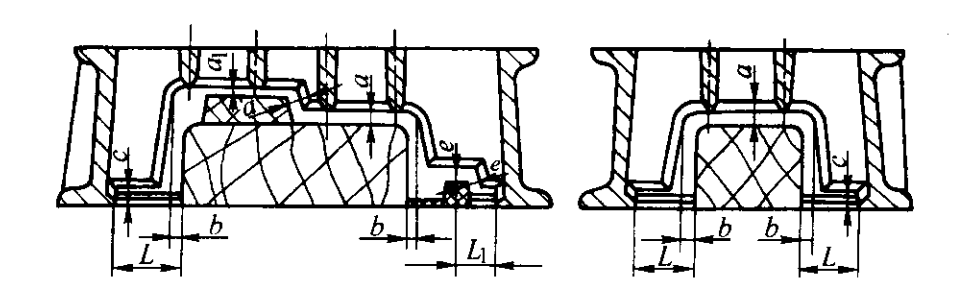


图 4.7-241　装配式大型砂箱（吊轴式）

1—堵头；2—箱壁；3—底带

表 4.7-205　砂箱箱壁、箱带和模样间最小吃砂量尺寸　mm



砂箱内框平均尺寸 (A+B)/2	a	a_1	b	分型面吃砂量 c	侧壁吃砂量 L	浇口一侧吃砂量 L_1	e
≤500	15	15	20		20～40	50	
501～750	20		25		25～45		
751～1 000	25	20	30	20	30～50	90	
1 001～1 500	30	25	35		50～70	120	$e=1.5a$
1 501～2 000	35	30	40	30	60～80	150	
2 001～2 500	40		45	35	80～110	200	
2 501～3 000				40	80～120		
3 001～3 500					100～150	250	
3 501～4 000	45	35	50	50			
4 001～4 500						300	
4 501～5 000	50	40	55	55	170～200		
>5 000						350	

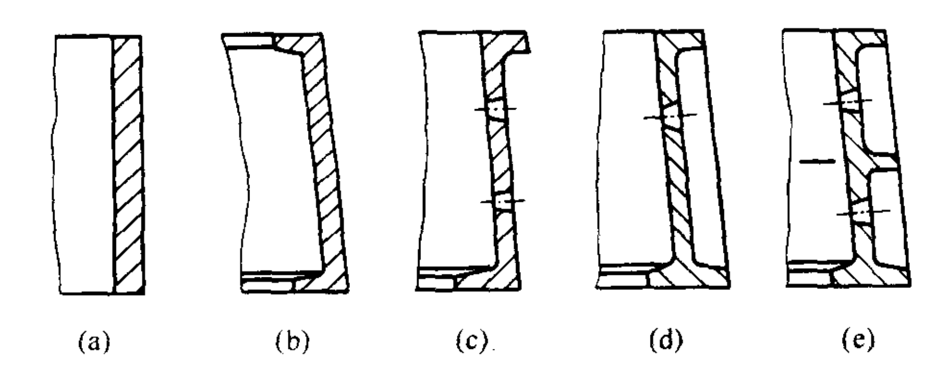


图 4.7-242 普通砂箱壁的形式

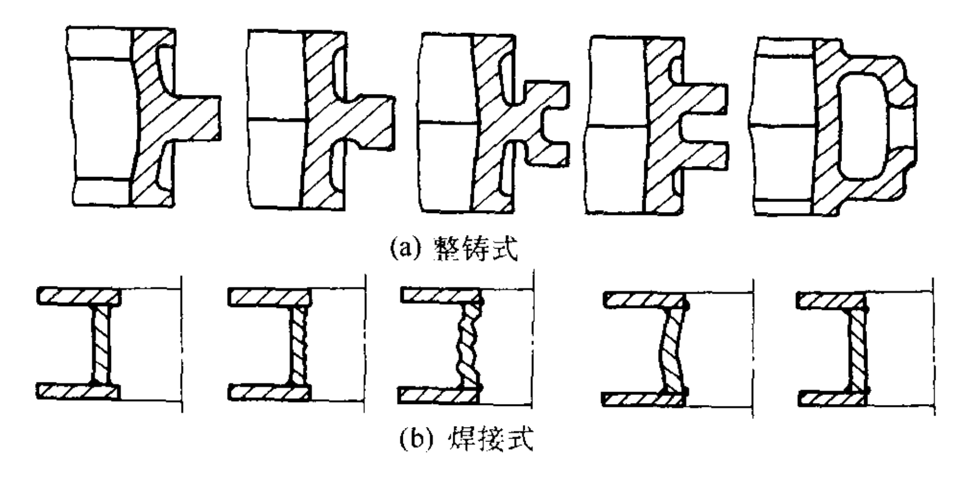


图 4.7-243 高压造型的砂箱壁

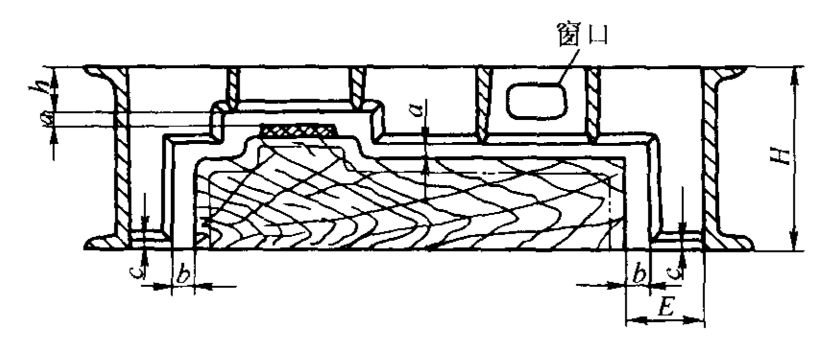


图 4.7-244 专用箱带形式和吃砂量

9.3.4 砂箱定位

(1) 上下箱间的定位方法

有泥号、楔榫、箱垛、箱锥、止口及定位销等方法。

(2) 定位销

机器造型时只用定位销定位，如图 4.7-245 所示。分插销和座销两种：插销多用于成批生产的矮砂箱，座销用于大量生产的各种砂箱。a、b、c 型属于插销，d、e 型属于座销。

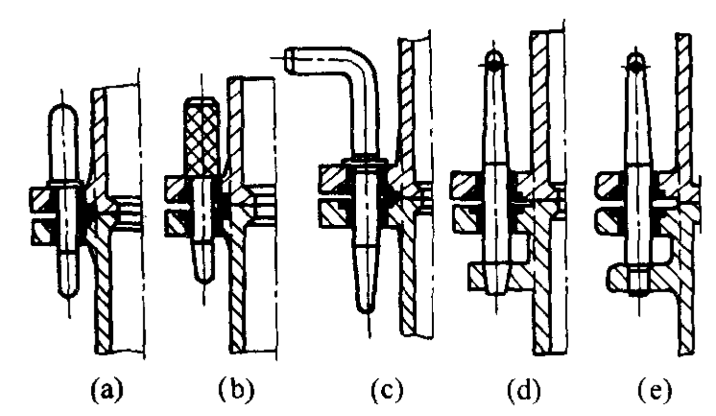


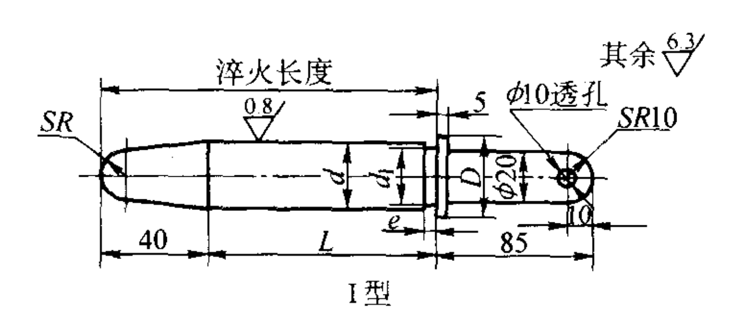
图 4.7-245 合型销的形式

箱耳多布置在砂箱两端，一端装圆孔的定位套（或销），一端装长孔的导向套（或销）。合型时上下型的圆孔套对应圆锥，另一端对应方销。销的材质、要求见表 4.7-206 ~ 表 4.7-212。手工造型和抛砂造型用砂箱不必装销套，直接在箱耳上钻孔和切槽。

(3) 定位套、导向套

为了防止定位孔磨损，延长砂箱使用寿命，铸造砂箱的定位孔广泛采取了定位套、导向套。定位套的定位孔为圆孔，起定位作用；导向套的孔用椭圆孔和长方孔，它可补偿上、下两砂箱定位孔间距的误差。使造型时定位销不被卡死。定位套结构及尺寸见表 4.7-211，定位套壁厚按轻（A）、中（B）、重（C）型分别列在表中供选用。导向套结构及尺寸表 4.7-212。

表 4.7-206 插销尺寸 mm

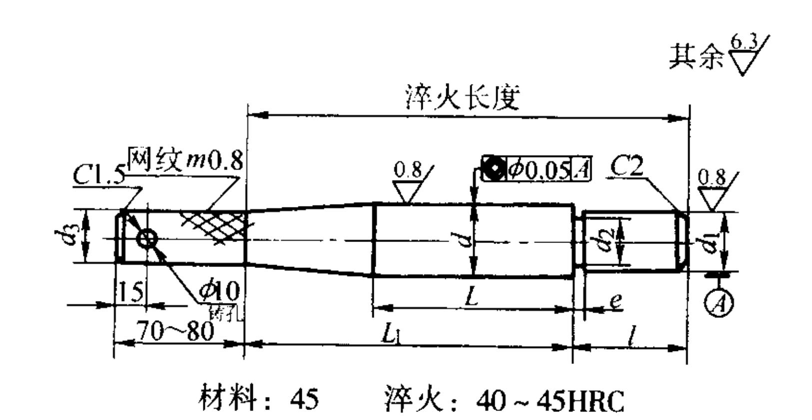


材料：45 淬火：40 ~ 45HRC

d	D	d_1	e	L	L_1	SR
$\phi20_{-0.16}^{-0.10}$	φ30	φ19	2	60、80、100、120、140	120、140、160、180	6
$\phi25_{-0.25}^{-0.15}$	φ35	φ24			120、140、160、180、200	8
$\phi30_{-0.30}^{-0.20}$	φ40	φ29		80、100、120、140、160、180	140、160、180、200、220、240、260	10
$\phi35_{-0.40}^{-0.25}$	φ45	φ33	3	100、120、140、160、180、200	180、200、220、240、260、300	12
$\phi40_{-0.55}^{-0.35}$	φ50	φ38		120、140、160、200、240	200、240、280、300、340	16

表 4.7-207　座销尺寸

mm

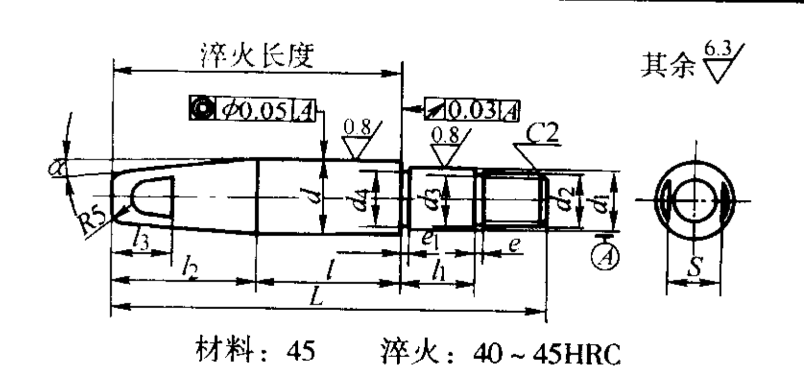


材料：45　　淬火：40~45HRC

d	d1 基本尺寸	d1 极限偏差	d2	e	l	d3	L	L1
$\phi 20_{-0.16}^{-0.10}$	φ16	0 -0.027	φ17	2	25	12	60、80、100、120、140	120、140、160、180
$\phi 25_{-0.25}^{-0.15}$	φ20	0 -0.033	φ19		30	16		120、140、160、180、200
$\phi 30_{-0.30}^{-0.20}$	φ24		φ23		35	20	80、100、120、140、160、180	140、160、180、200、220、240、260
$\phi 35_{-0.40}^{-0.25}$	φ30	0 -0.039	φ29		45	24	100、120、140、160、180、200	180、200、220、240、260、300
$\phi 40_{-0.55}^{-0.35}$	φ35		φ33	3	50	28	120、140、160、200、240	200、240、280、300、340

表 4.7-208　定位销尺寸

mm



材料：45　　淬火：40~45HRC

d 基本尺寸	d 极限偏差	d1 基本尺寸	d1 极限偏差	d2	d3	d4	e	e1	l1	l2	l3	l					L	S
φ20	-0.06 -0.13	φ16	+0.009 +0.001	M12	9.5	17	4	2	18	20~80	15	50	65	100	125	150	l+(65~125)	14
φ25	-0.12 -0.20	φ20	+0.011 +0.022	M16	13	19			23	25~85	20	60	75				l+(75~135)	17
φ30	-0.15 -0.25	φ24		M20	16.4	23	5		28	30~90		70					l+(85~150)	19
φ35	-0.17 -0.35	φ30		M24	19.5	29	6		32	35~100	25	100	125	150	175	200	l+(105~170)	24
φ40	-0.30 -0.55	φ35	+0.013 -0.002	M30	24.8	33	8	3	36	40~110	30						l+(120~190)	30

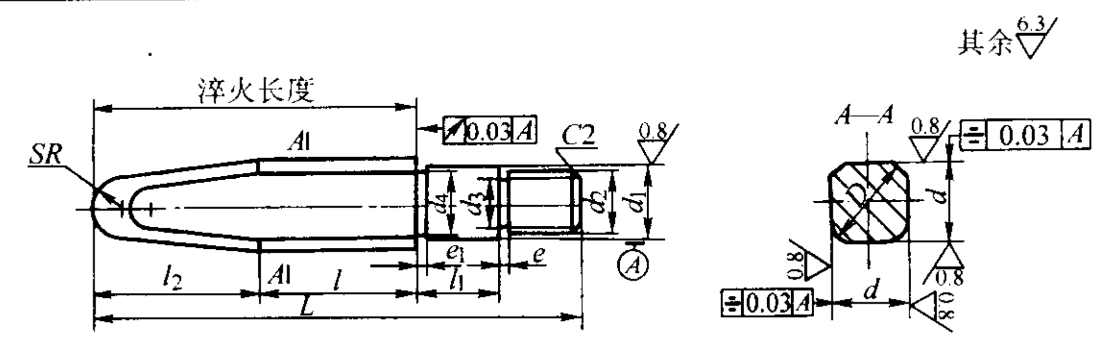
表 4.7-209　定位销导向部分尺寸

mm

d	$\phi 20_{-0.13}^{-0.06}$				$\phi 25_{-0.20}^{-0.12}$				$\phi 30_{-0.25}^{-0.15}$				$\phi 35_{-0.35}^{-0.17}$				$\phi 40_{-0.55}^{-0.30}$		
l_2	20~30	31~40	41~60	61~80	25~35	36~45	46~65	66~85	30~35	36~50	51~70	71~90	35~40	41~50	51~80	81~100	40~60	61~80	81~110
α/(°)	8	5	3	2	8	5	3	2	8	5	3	2	8	5	3	2	5	3	2

注：见表 4.7-208 中图。

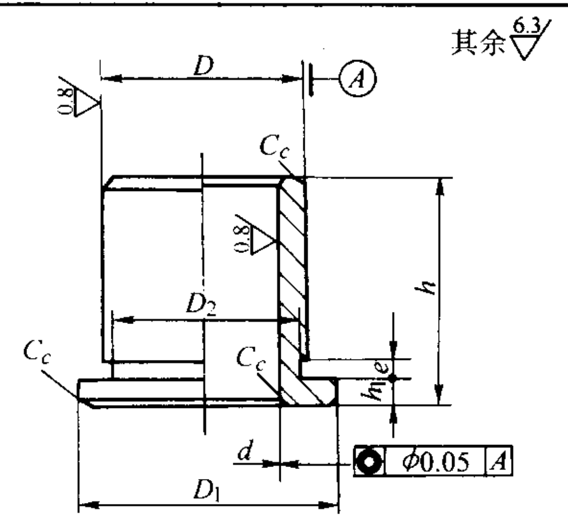
表 4.7-210　导向销尺寸　　mm



材料：45　　淬火：40～45HRC

d 基本尺寸	d 极限偏差	d_1 基本尺寸	d_1 极限偏差	d_2	d_3	d_4	e	e_1	l_1	l_2	l					L	SR	D
20	-0.06 -0.13	ϕ16	+0.009 +0.001	M12	ϕ9.5	ϕ17	4	2	18	20～80	50	65	100	125	150	l+(65～125)	6	ϕ21
25	-0.012 -0.020	ϕ20	+0.011 +0.002	M16	ϕ13	ϕ19			23	25～85	60	75				l+(75～135)	8	ϕ27
30	-0.15 -0.25	ϕ24		M20	ϕ16.4	ϕ23	5		28	30～90	70					l+(85～150)	10	ϕ34
35	-0.17 -0.35	ϕ30		M24	ϕ19.5	ϕ29	6		32	35～100	100	125	150	175	200	l+(105～170)	12	ϕ38
40	-0.30 -0.55	ϕ35	+0.013 +0.002	M30	ϕ24.8	ϕ33	8	3	36	40～110						l+(120～190)	16	ϕ43

表 4.7-211　定位套尺寸　　mm

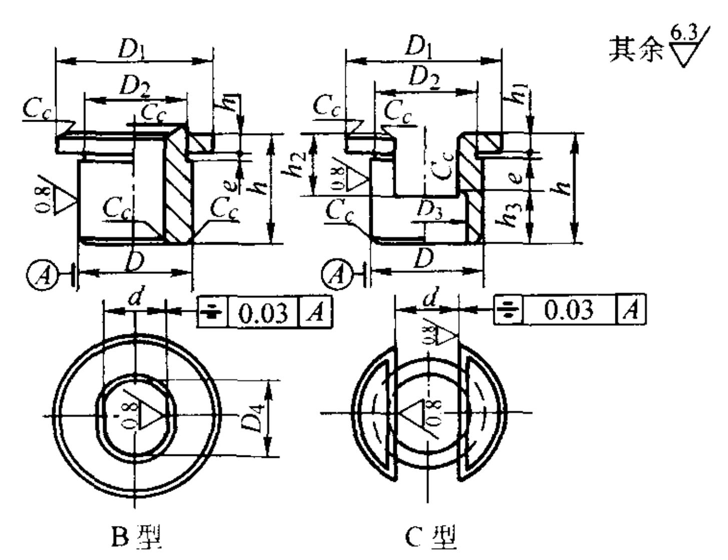


材料：45；淬火：40～45HRC

d (H8) 基本尺寸	d (H8) 极限偏差	D (r6) A型 基本尺寸	D (r6) A型 极限偏差	D (r6) B型 基本尺寸	D (r6) B型 极限偏差	D (r6) C型 基本尺寸	D (r6) C型 极限偏差	D_1 A型	D_1 B型	D_1 C型	D_2 A型	D_2 B型	D_2 C型	h	h_1	e	c
8	+0.022 0	16	+0.034 +0.023	16	+0.034 +0.023	16	+0.034 +0.023	24			15			16	3	2	1
10		18		18		18		25			17			20			
16	+0.027 0	24	+0.041 +0.028	24	+0.041 +0.028	30	+0.041 +0.028	31		37	23		29	25	4		
20	+0.033 0	28		30		35	+0.050 +0.034	35	37	44	27	29	33				
25		35	+0.050 +0.034	38	+0.050 +0.034	42		44	47	52	33	36	40	30	5	3	1.5
30		40		45		50		50	54	60	38	43	48	35			
35	+0.039 0	45		50		60	+0.060 +0.041	54	60	69	43	48	58	40			
40		50		55	+0.060 +0.041	70	+0.062 +0.043	60	64	82	48	53	68	45		4	

注：直径 D 的配合也可选用 n6 级配合。

表 4.7-212　导向套尺寸　mm



材料：45、40Cr；淬火：45～53HRC

d（H8）		h	h_1	e	c	B 型					C 型						
						D（r6）					D（r6）						
基本尺寸	极限偏差					基本尺寸	极限偏差	D_1	D_2	D_4	基本尺寸	极限偏差	D_1	D_2	D_3	h_2	h_3
8	+0.022 0	16	3	2	1	16	+0.034 +0.023	24	25	10	16	+0.034 +0.023	24	15	10	10	8
10		20				18		25	17	12	18		25	17	12	13	9
16	+0.027 0	25	4			24	+0.043 +0.028	31	23	18	30	+0.041 +0.008	37	29	20		14
20	+0.033 0					30		37	29	22	35	+0.050 +0.034	44	33	25	16	11
25		30	5	3	1.5	38	+0.050 +0.034	47	36	28	42		52	40	32		16
30		35				45		54	43	35	50		60	48	40		21
35	+0.039 0	40				50		60	48	40	60	+0.060 +0.041	69	58	48	24	19
40		45		4		55	+0.060 +0.041	64	53	45	70	+0.062 +0.043	82	68	55		24

定位套和导向套与砂箱箱耳之间可采用过盈配合或间隙配合，但这两种配合在使用过程中都易松动，所以可采用压板将定位（向）套固定在箱耳上（见图 4.7-246）。

有的小厂浇注铅基耐磨合金的销套，见图 4.7-247，先将砂箱安放在定位底板 3 上，箱耳对正砂芯销座 2 放人销套砂芯 1，再将熔化的铅合金 5 注入，待冷却凝固之后将砂芯去掉即成。

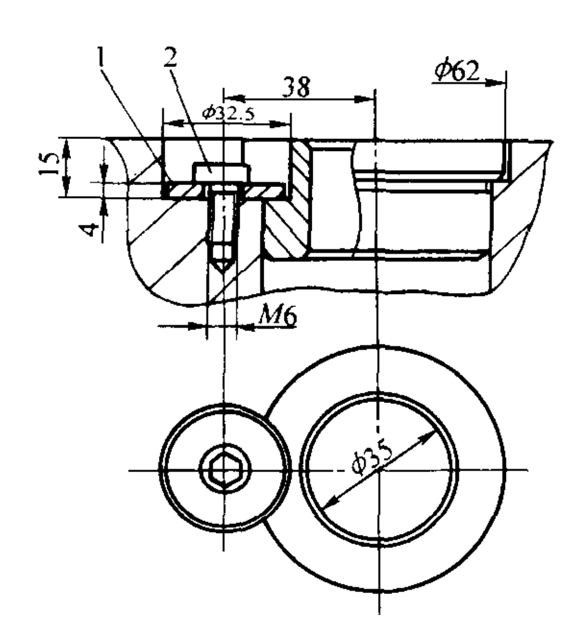


图 4.7-246　用压板固定定位（向）套
1—压板；2—螺钉

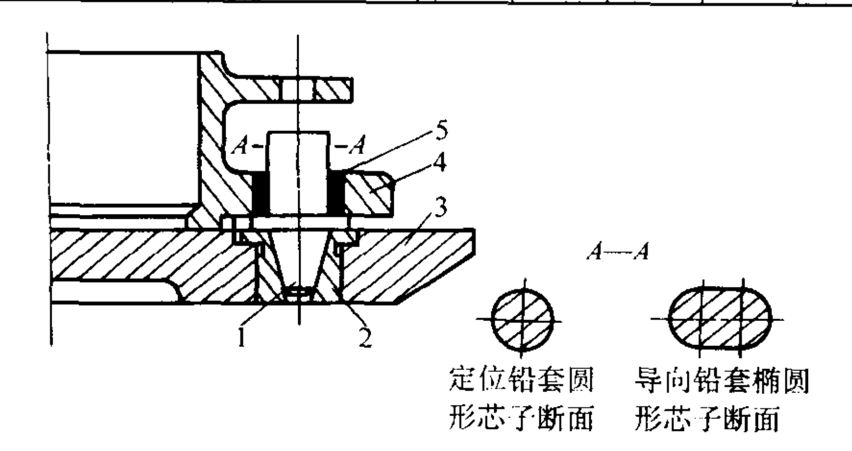


图 4.7-247　浇注铅基合金销套示意图
1—销套砂芯；2—砂芯销座；3—定位底板；4—砂箱箱耳；5—注入的铅合金销套

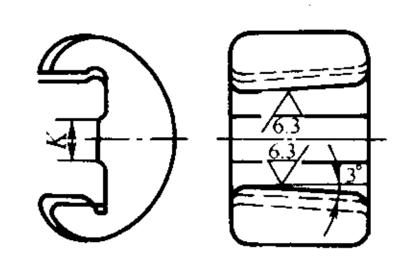
9.3.5　搬运、翻箱结构

手把用于小砂箱，吊轴广泛用于各种中大砂箱，吊环主要用于重型砂箱。设计这些吊运结构时，应使吊运平衡，翻箱方便；特别强调安全可靠，要严格杜绝人身事故，要考虑最大的负荷。例如，应以一次起吊一叠铸型的最大重量作为计算吊轴或吊环的依据，应给出较大的安全系数。

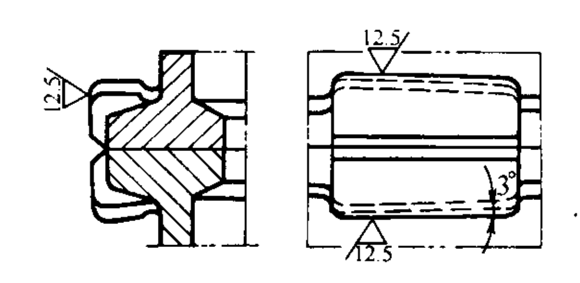
吊环、吊轴和手把一般用钢材制造，用铸接法同砂箱相连接。小手把也可用螺纹联接。铸接必须牢靠。吊轴、吊环上的铸接部分应加工出沟槽或倒刺。也可用整铸法，但应保证无缩孔、裂纹等缺陷，为此，箱轴常设计成中空的，或铸造时应用内冷铁。

9.3.6 砂箱的紧固

为防止胀箱、跑火等缺陷，上下箱间应紧固。紧固方式有：上箱自重法、压铁法、手工夹紧（箱卡）法和自动卡紧法等。上箱自重法和压铁法多用于小件。机器造型时用悬链和机械手搬放压铁；也可用手工夹紧法，其中以楔形箱卡应用最广，见图4.7-248。其他夹紧法见图4.7-249、图4.7-250。

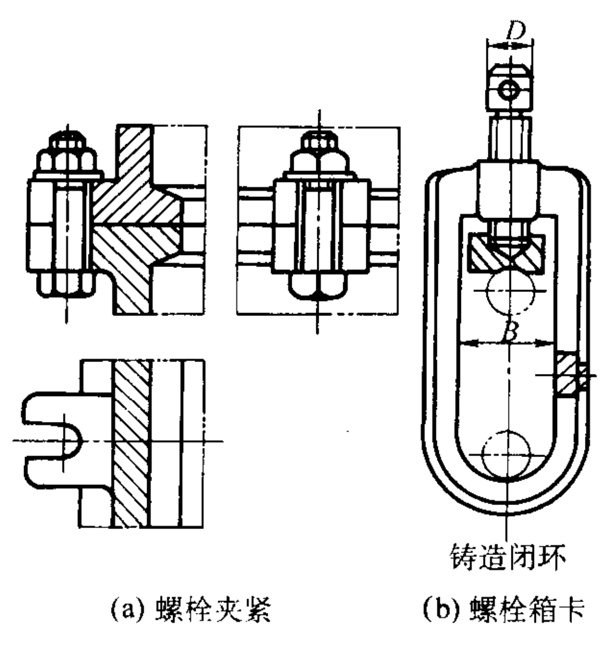


(a) 楔形箱卡(HT200)



(b) 装楔形箱卡的砂箱凸台

图4.7-248 楔形箱卡



(a) 螺栓夹紧　(b) 螺栓箱卡

图4.7-249 螺栓夹紧和螺栓箱卡

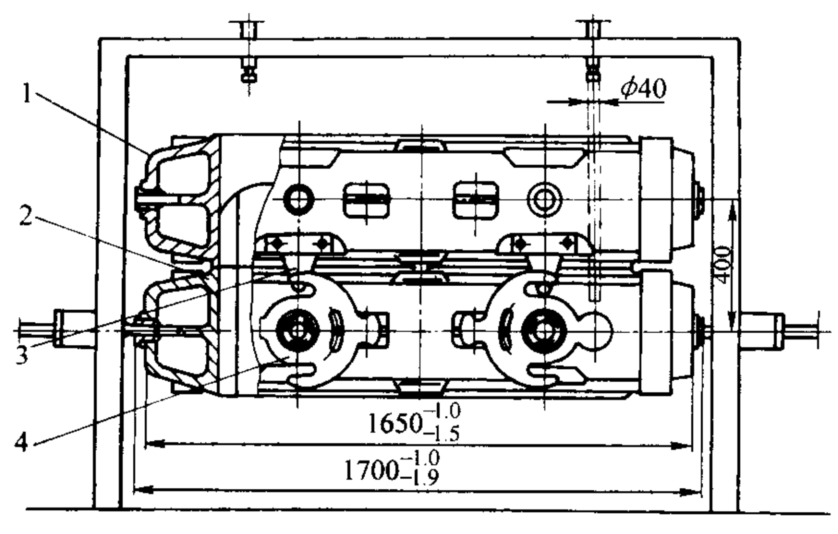


图4.7-250 自动砂箱卡紧器

1—上箱；2—下箱；3—钩子；4—卡紧器

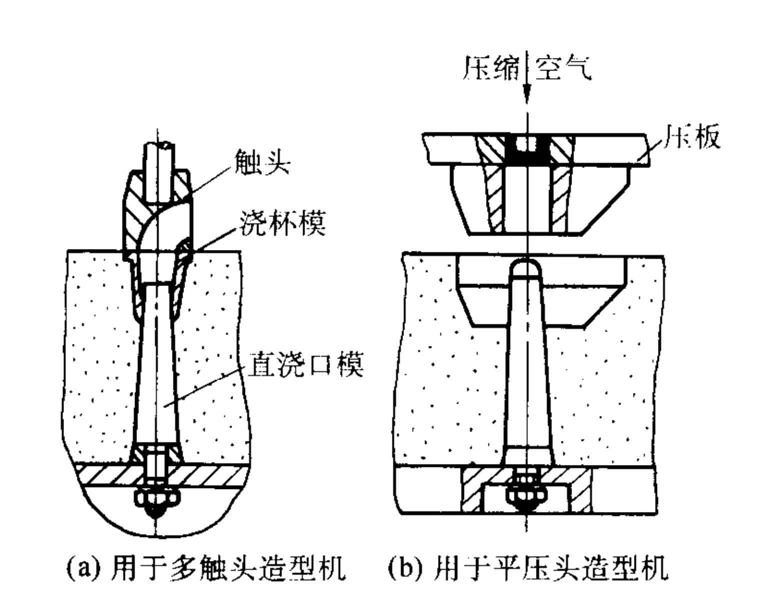
9.4 其他工艺装备

9.4.1 高压造型用直浇道模和浇口杯模

垂直分型时，直浇道模和浇口杯模固定在正压模板和反压模板上，使用中不会遇到困难。水平分型时，直浇道模和浇口杯模必须精心设计，才能顺利应用。

在水平分型的高压造型中，直浇道模一般固定在模板上，形状为上小下大。而浇口杯模固定在压头上，因而须考虑压砂时二者之间的型砂应能顺利移走，而不致妨碍紧砂过程。成功的实例如图4.7-251所示。

图a浇口杯模用硬橡胶制成，这样就不致如钢制杯那样被挤裂，并能顺利排砂；图b中，用压缩空气于压砂时吹去直浇道顶部之型砂，从而顺利实现造型。此外，还可用稍带弹性的高强塑料制造浇口杯和直浇道模。



(a) 用于多触头造型机　(b) 用于平压头造型机

图4.7-251 高压造型用直浇道和浇口杯模

9.4.2 压砂板和成型压头

压砂板（平压头 squeeze plate）适用于高度不大的模样，可通用。但紧实度不均匀；成型压头（squeeze head）可改善砂型紧实度的均匀性，但属于某铸件的专用装备，不能通用。适用于单一铸件的大量生产。

成型压头的上凹尺寸 N 可依式（4.7-103）计算（参照图4.7-252）。原理为：模样上方砂柱和四周砂柱的压缩比应相等，故有

$$\frac{h}{h+H}=\frac{h-N}{h+H-M}$$

$$N=\frac{M}{h+H}h \qquad (4.7\text{-}103)$$

式中，M 为模样高；h 为辅加框高；H 为砂箱高。

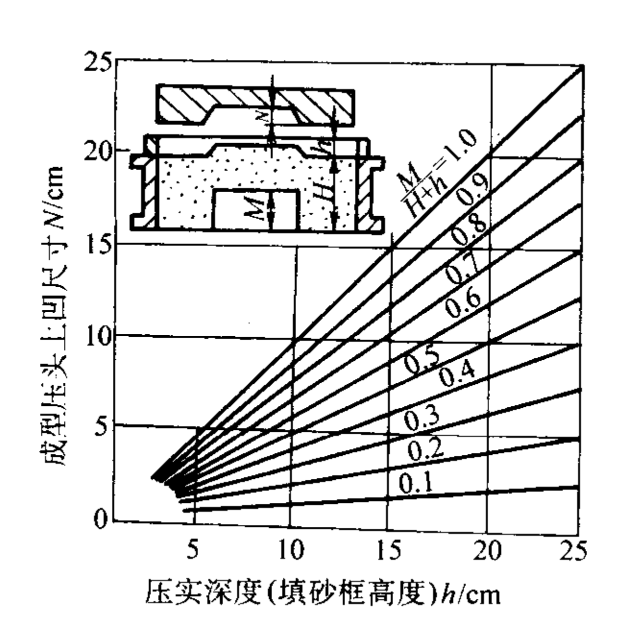


图4.7-252 成型压头的计算图

9.4.3 砂芯检验用具

砂芯的形状千差万别，需依具体条件设计检验用具。一类是检查砂芯形状、尺寸的量具，如卡规、量规、环规、塞规等；另一类是检验砂芯在型内的位置是否准确的样板，如图4.7-253所示。

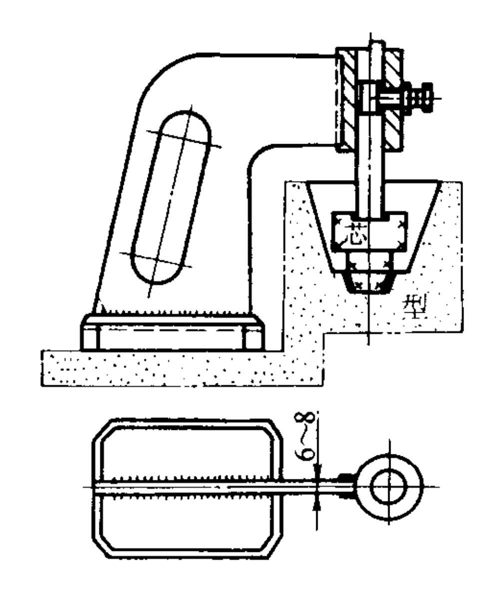


图 4.7-253　检验砂芯位置的样板

量具可用工具钢制造，先将工作表面淬火，再磨削至需要的尺寸；样板多用 3 mm 厚的钢板焊上底座制成。先经消除应力退火，再精加工测量面和基准面。通常用样板控制铸件的加工基准面和尺寸要求严格的部位。

9.4.4　烘干器（板）

（1）烘干板

小于 0.25 m^2 的烘干板，多用铝合金铸造，也可用 3 ~ 4 mm钢板焊接而成。中、大型烘干板多用铸铁铸成，并有吊轴或吊孔。

（2）成型烘干器

成型烘干器的结构类似上半芯盒，见图 4.7-254。用于烘烤两面成型的 1、2 级砂芯。成型烘干器是一种要求数量多、内腔尺寸严、制造和维修工作量大且费用高的用具。因此，应尽量避免使用成型烘干器。

成型烘干器多用铝合金铸成，其垂直面（内腔）和斜度小于 5°的非支撑面，每边应留出 1 ~ 1.5 mm 的砂芯空隙，以防擦坏砂芯。半圆形烘干器底部应承托砂芯的 2/3 半圆周。顶面留凸出小方台，高度不小于 2 mm，以减少钳工的刮修量。壁厚 4 ~ 6 mm，加强肋不低于 30 ~ 40 mm，通气孔尽量铸出。工作内腔表面依“修正导具”配做、刮修，要求每 1 cm^2 上的接触色点不少于 1 ~ 0.5 个。

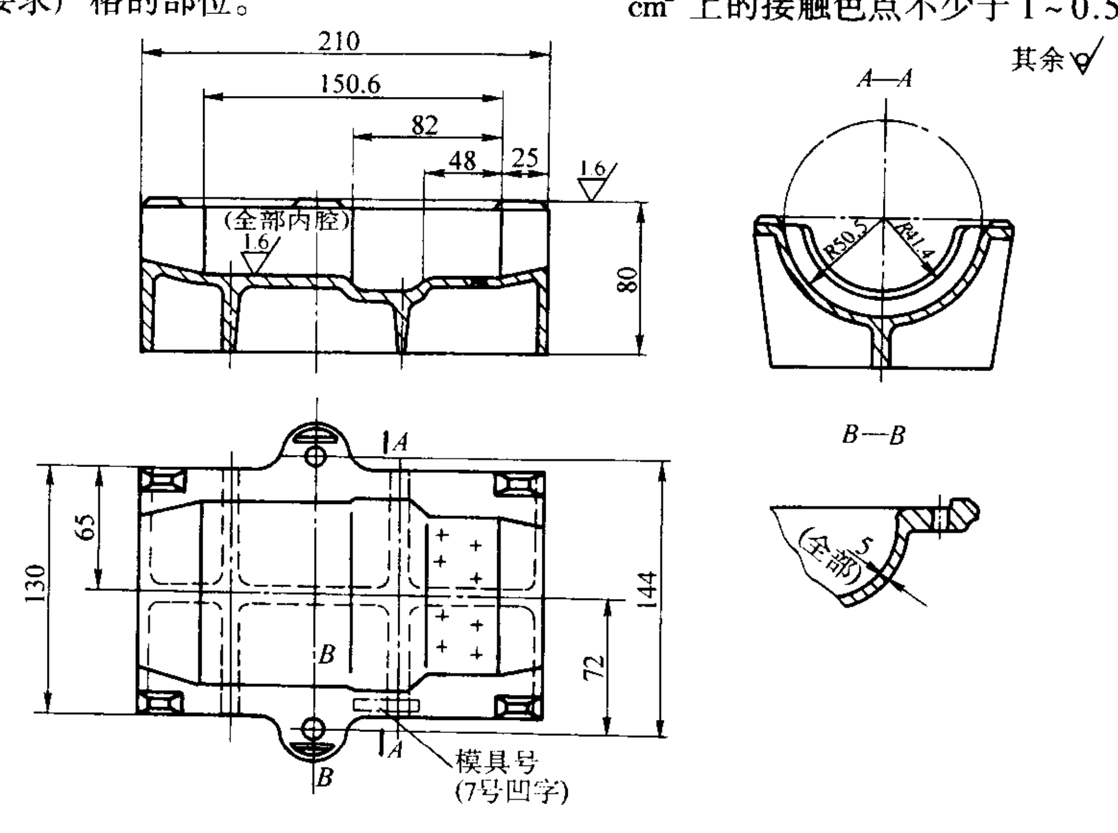


图 4.7-254　圆柱芯用成型烘干器

定位孔径比芯盒销径大 0.3 ~ 0.4 mm，销孔依“修正导具”配钻。

烘干器壁厚偏差不大于 0.5 mm。

工作表面平面度要求见表 4.7-213。

表 4.7-213　烘干器工作表面平面度要求　mm

烘干板长	平面度偏差
<400	<0.3
400 ~ 600	<0.5
>600	<0.7

9.4.5　工装图样的通用技术条件

1）毛坯加工前需经消除应力退火。

铸铝毛坯不少于 5 ~ 6 h，温度 230 ~ 240℃；铸铁毛坯 3 ~ 4 h，温度 500 ~ 600℃；铸钢毛坯需退火或正火后加工。

2）注明尺寸偏差及形位公差。

3）表面粗糙度要求。

4）未注壁厚、起模斜度、铸造圆角等。说明是否按标准尺加工。

5）其他技术要求。

10　设计实例及工艺符号、工艺卡片

10.1　铸造工艺符号及表示方法

绘制铸造工艺图，除了要正确掌握一般机械制图的规则以外，还必须了解铸造工艺符号及表示方法。1978 年我国原机械工业部颁布实施（JB/T 2435—1978）“铸造工艺符号及表示方法”标准（见表 4.7-214），使符号统一。

使用表 4.7-214 应注意下列几点：

1）本标准适用于砂型铸钢件、铸铁件及非铁合金铸件。

2）各种工艺符号及表示方法均分甲、乙两类形式表示。甲类形式是在蓝图上绘制的铸造工艺图。规定为红、蓝两色，乙类形式是用墨线绘制的铸造工艺图。

3）标准中只列入常用工艺符号及表示方法 24 种，不常用的工艺符号及表示方法可由各工厂自行规定。

10.2　铸造工艺图

铸造工艺图是铸造行业所特有的一种图样。它规定了铸件的形状和尺寸，也规定了铸件的基本生产方法和工艺过程。单件、小批的生产情况下，铸造工艺图需要绘制 1 ~ 5 份，以便用于模具制造、造型、检验和技术存档。对成批、大量生产的工厂，为便于长期保存和利于复制交流，常用墨色线条的铸造工艺图。

铸造工艺图是生产过程的指导性文件，它为设计和制造铸造工艺装备提供了基本依据。

10.2.1　铸造工艺图表达的内容

浇注位置，分型面、分模面，活块，模样的类型和分型负数，加工余量，拔模斜度，不铸孔和沟槽，砂芯个数和形状，芯头形式、尺寸和间隙，分盒面，芯盒的填砂（射砂）

方向，砂芯负数，砂型的出气孔，砂芯出气方向、起吊方向，下芯顺序，芯撑的位置、数目和规格，工艺补正量，反变形量，非加工壁厚的负余量，浇口和冒口的形状和尺寸，冷铁形状和个数，收缩肋（割肋）和拉肋形状、尺寸和数量，和铸件同时铸造的试样，铸造（件）收缩率，砂箱规格，造型和制芯设备型号，铸件在砂箱内的布置，并列出几种不同名铸件同时铸出，几个砂芯公用一个芯盒以及其它方面的简要技术说明等。

以上这些内容，分别用图形、符号及技术条件来表达。但上述这些内容并非在每一张铸造工艺图上都要表示，而是与铸件的生产批量、产品性质、造型和制芯方法，铸件材质和结构尺寸，废品倾向等具体情况有关。通常加有黑体字的那些内容是要表达的。而其余内容依具体情况而有所取舍。

10.2.2 铸造工艺图的设计程序

（1）一般程序

1）根据产品图及技术条件、产品价格、生产批量及需用日期，结合工厂实际条件选择铸造方法。

2）分析铸件结构的铸造工艺性，判断缺陷的倾向，提出结构的改进意见和确定铸件的凝固原则。

3）标出浇注位置和分型面。

4）绘出各视图上的加工余量及不铸孔、沟槽等工艺符号。

5）标出特殊的起模斜度。

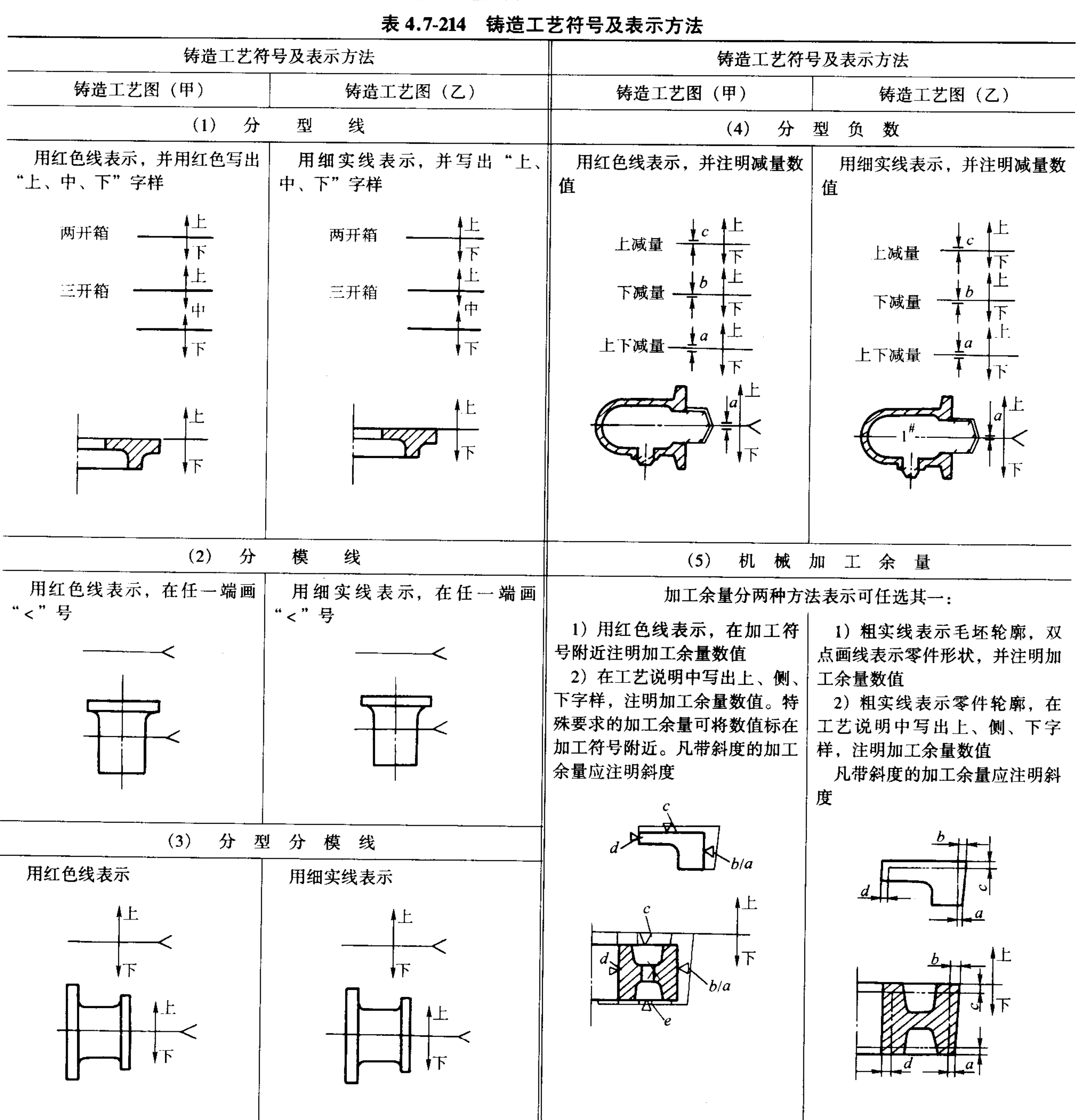
6）绘出砂芯形状、分块线（包括分芯负数）、芯头间隙、压紧环和防压环、积砂槽及有关尺寸，标出砂芯负数。

7）画出分盒面，填砂（射砂）方向，砂芯出气方向，起吊方向等符号。

8）计算并绘出浇注系统、冒口的形状和尺寸，绘出同铸试样的形状、位置和尺寸。

9）计算并绘出冷铁和铸肋的形状、位置、尺寸和数量，固定组合方法及冷铁留缝大小等。

表 4.7-214 铸造工艺符号及表示方法



铸造工艺符号及表示方法	铸造工艺图（甲）	铸造工艺图（乙）
（1）分型线	用红色线表示，并用红色写出“上、中、下”字样	用细实线表示，并写出“上、中、下”字样
（2）分模线	用红色线表示，在任一端画“<”号	用细实线表示，在任一端画“<”号
（3）分型分模线	用红色线表示	用细实线表示
（4）分型负数	用红色线表示，并注明减量数值	用细实线表示，并注明减量数值
（5）机械加工余量	加工余量分两种方法表示可任选其一： 1）用红色线表示，在加工符号附近注明加工余量数值 2）在工艺说明中写出上、侧、下字样，注明加工余量数值。特殊要求的加工余量可将数值标在加工符号附近。凡带斜度的加工余量应注明斜度	1）粗实线表示毛坯轮廓，双点画线表示零件形状，并注明加工余量数值 2）粗实线表示零件轮廓，在工艺说明中写出上、侧、下字样，注明加工余量数值 凡带斜度的加工余量应注明斜度

续表 4.7-214

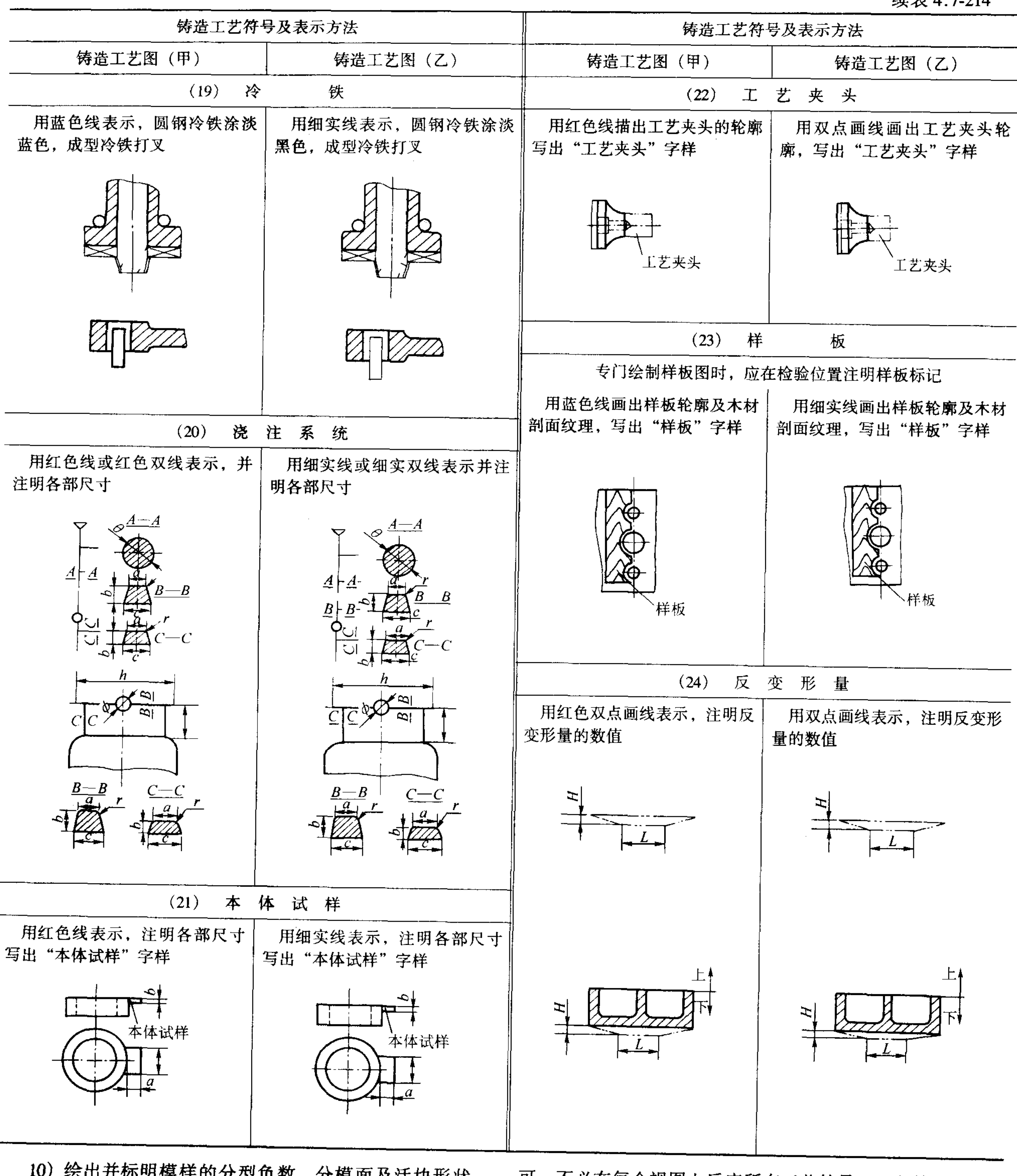
铸造工艺符号及表示方法		铸造工艺符号及表示方法	
铸造工艺图（甲）	铸造工艺图（乙）	铸造工艺图（甲）	铸造工艺图（乙）
(6) 不铸出的孔和槽		(9) 冒口切割余量	
用红色线打叉	不铸出的孔和槽在铸件图中不画出	用红虚线表示，注明切割余量数值	用虚线表示，注明切割余量数值
(7) 工艺补正量		(10) 补贴	
用红色线表示，注明工艺补正量的数值	粗实线表示毛坯轮廓、双点画线表示零件形状，注明工艺补正量的数值	用红色线表示并注明各部尺寸	用细实线表示并注明各部尺寸
(8) 冒口		(11) 出气孔	
各种冒口均用红色线表示，注明斜度和各部尺寸，并用序号 1#、2# 区分	各种冒口均用细实线表示，注明斜度和各部尺寸，并用序号 1#、2# 区分	用红色线表示，注明各部尺寸	用细实线表示，注明各部尺寸

续表 4.7-214

铸造工艺符号及表示方法	
铸造工艺图（甲）	铸造工艺图（乙）
（12） 砂芯编号、边界符号及芯头边界	
芯头边界用蓝色线表示、砂芯编号用阿拉伯数字 1#、2# 等标注。边界符号一般只在芯头及砂芯交界处用与砂芯编号相同的小号数字表示。铁芯须写出“铁芯”字样	芯头边界用细实线表示，砂芯编号用阿拉伯数字 1#、2# 等标注，边界符号一般只在芯头及砂芯交界处用与砂芯编号相同的小号数字表示。铁芯须写出“铁芯”字样
（13） 芯头斜度与芯头间隙	
用蓝色线表示并注明斜度及间隙数值	用细实线表示并注明斜度及间隙数值
（14） 砂芯增减量与砂芯的间隙	
用蓝色线表示，注明增减量与间隙数值，或在工艺说明中注明	用细实线表示，注明增减量与间隙数值，或在工艺说明中注明

铸造工艺符号及表示方法	
铸造工艺图（甲）	铸造工艺图（乙）
（15） 捣砂方向、出气方向、紧固方向	
用蓝色线表示，箭头表示方向，箭尾画出不同符号	用粗实线表示，箭头表示方向，箭尾画出不同符号
（16） 芯 撑	
用红色线表示，特殊结构的芯撑写出“芯撑”字样	用粗实线表示，特殊结构的芯撑写出“芯撑”字样
（17） 模 样 活 块	
用红色线表示，并在此线上画出两条平行短线	用细实线表示，并在此线上画出两条平行短线
（18） 拉肋、收缩肋	
用红色线表示，注明各部尺寸并写出“拉肋”或“收缩肋”字样	用细实线表示，注明各部尺寸并写出“拉肋”或“收缩肋”字样

续表 4.7-214



铸造工艺符号及表示方法		
	铸造工艺图（甲）	铸造工艺图（乙）
(19) 冷　铁	用蓝色线表示，圆钢冷铁涂淡蓝色，成型冷铁打叉	用细实线表示，圆钢冷铁涂淡黑色，成型冷铁打叉
(20) 浇　注　系　统	用红色线或红色双线表示，并注明各部尺寸	用细实线或细实双线表示并注明各部尺寸
(21) 本　体　试　样	用红色线表示，注明各部尺寸写出“本体试样”字样	用细实线表示，注明各部尺寸写出“本体试样”字样
(22) 工　艺　夹　头	用红色线描出工艺夹头的轮廓写出“工艺夹头”字样	用双点画线画出工艺夹头轮廓，写出“工艺夹头”字样
(23) 样　板	专门绘制样板图时，应在检验位置注明样板标记 用蓝色线画出样板轮廓及木材剖面纹理，写出“样板”字样	专门绘制样板图时，应在检验位置注明样板标记 用细实线画出样板轮廓及木材剖面纹理，写出“样板”字样
(24) 反　变　形　量	用红色双点画线表示，注明反变形量的数值	用双点画线表示，注明反变形量的数值

10）绘出并标明模样的分型负数，分模面及活块形状，反变形量的大小和形状、位置，非加工壁厚的负余量，工艺补正量的加设位置和尺寸等。

11）绘出并标明大型铸件的吊柄，某些零件上所加的机械加工用夹头或加工基准台等。

12）说明：浇注要求，压重，冒口切割残留量，冷却保温处理，拉肋处理要求，退火要求等。技术条件中还需说明：铸造（件）收缩率（缩尺），一箱布置几个铸件或与某名称铸件同时铸出，选用设备型号及砂箱尺寸等。

（2）注意事项

1）每项工艺符号只在某一视图或剖视图上表示清楚即可。不必在每个视图上反应所有工艺符号，以免符号遍布图样、互相重叠。

2）加工余量的尺寸，如果顶面、孔内和底、侧面数值相同时，图面上不标注尺寸，可写在图样背面的“木模工艺卡”中，也可写在技术条件中。

3）相同尺寸的铸造圆角、等角度的起模斜度，图形上可不标注，只写在技术条件中。

4）砂芯边界线，如果和零件线或加工余量线、冷铁线等重合时，则省去砂芯边界线。

5）在剖面图上，砂芯线和加工余量线相互关系处理上，不同工厂有不同做法：一种认为砂芯是“透明体”，因而被

芯子遮住的加工余量线部分也绘出，结果使加工余量红线贯穿整个砂芯剖面；另一种认为：砂芯是“非透明体”，因而，被砂芯遮住的加工余量线不绘出。推荐后一种方法，这样图面线条较少、清晰、便于观察。

6）单件小批生产，甚至在某些成批生产的工厂中，铸造工艺图是在产品图上绘制的，直接用于指导生产。这时一般都是手工造型或抛砂造型，使用木模或菱苦土模。铸造工艺图在投入木模制造之前一次完成。

在大批、大量生产中，铸件先要经过试制阶段。首先绘制铸造工艺图，并按图制造试制用的木模、芯盒等。根据试制情况，把铸造方案、加工余量、收缩率等所有工艺因素进行变更和调整。最后依试制修改后的铸造工艺图进行金属模具的设计。由于在试制阶段不可能把铸件的每一个尺寸、形状及模具加工的因素都详细地考虑，因此，在模具设计以后，还要对原有铸造工艺图依模具图样加以修改，使之前后统一。由此可见，大量生产的铸造工艺图，往往不直接指导生产，它实际上被模具图所取代，但它在试制阶段起主导作用。

7）所标注的各种工艺尺寸或数据，不要盖住产品图上的数据，应方便工人操作，符合工厂的实际条件。例如标注起模斜度，对于手工木模，则应标注尺寸（mm）或比例（如1/50）；对于金属模则应标注角度，而且所注角度应和工厂常用铣刀角度相对应。

10.2.3　铸造工艺图实例

图4.7-255某拖拉机前轮轮毂铸造工艺图。

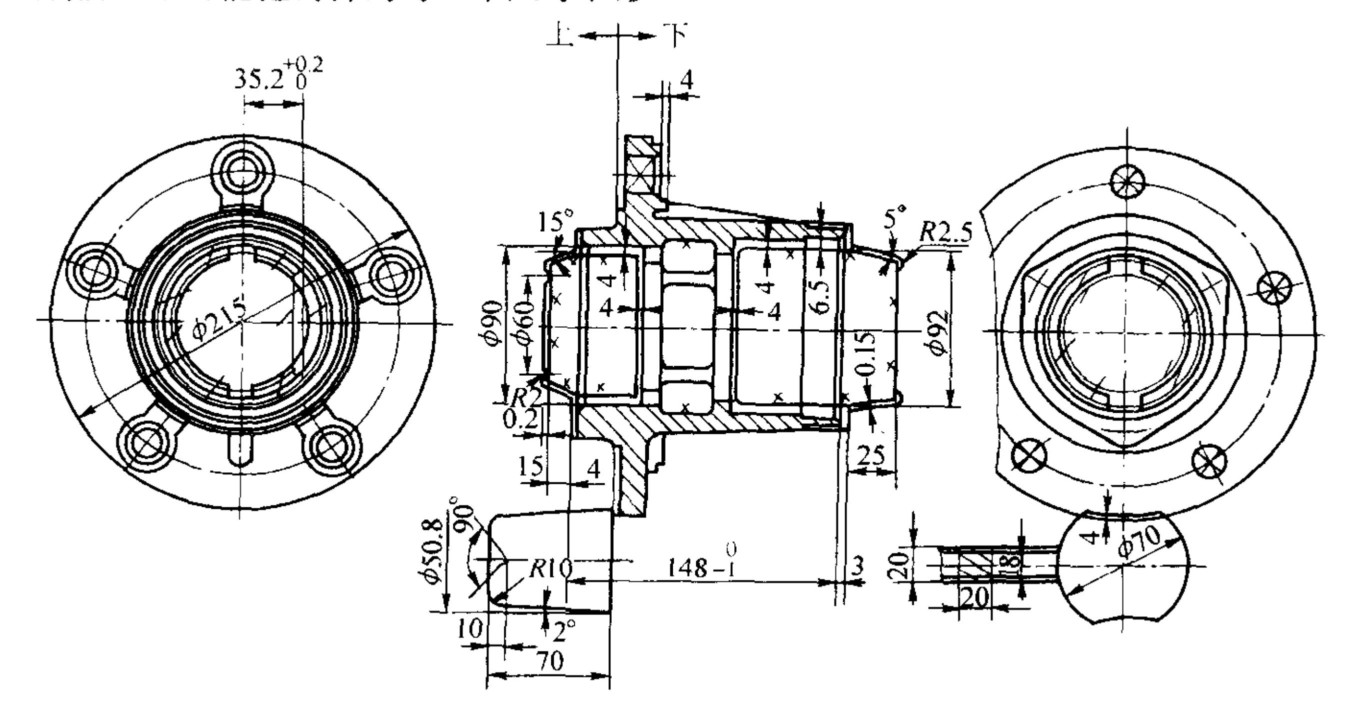


图4.7-255　前轮轮毂铸造工艺图

10.3　铸件图（毛坯图）

10.3.1　铸件图的用途

为什么要绘制铸件图？同一张产品零件图，不同的铸造工艺铸出的同一名称铸件，在形状和尺寸上存在着差异，虽然粗略地看上去一样。这是因为不同的铸造工艺，分型面及所使用的起模斜度大小、方向等都有差异。因而，在大批大量生产中，所有铸件的冷加工生产线上的工装，都必须依照铸件的真实形状去设计，而不能按零件图去设计。铸件图和铸造工艺密切相关，这就必然向铸造工作者提出任务，给出确定的铸件图。铸件图的用途可以概括为两个方面：

1）是铸件验收的依据。

2）是冷加工车间进行铸件加工工装设计的重要依据。对铸工车间而言，工艺装备的各种图样，必须保证和铸件图相符合。所以也是铸造工装设计的依据。

由此可见，通常只是在大批、大量生产的工厂才绘制铸件图。而单件、小批生产的产品，直接依靠铸造工艺图进行生产准备、施工及验收，冷加工车间也是直接依照产品图进行加工，因此，没有必要绘制铸件图。

10.3.2　铸件图的画法及尺寸标注

1）按照铸造工艺图及产品图绘制铸件图　铸件图应经过冷、热加工车间及设计科室共同会签（但也有工厂为了防止铸件图会签后给后工序的模具设计带来困难和约束，先依照铸造工艺图设计金属模具图，然后依模具图绘制铸件图。铸件图在会签时如果有所改动，再修改模具图）。

2）铸件图应表明的内容　铸件毛面上的加工定位点（面）、夹紧点（面），加工余量，起模斜度，分型面，内浇道和冒口残余，铸件全部形状和尺寸，未注明的圆角、壁厚，涂漆种类，铸件允许的缺陷说明等项。

3）加工定位点（面）和夹紧点（面）的标注符号为［◆］和［↓］。

4）在一般视图上，用细的双点画线表示加工面，用粗实线表示铸件轮廓形状，在双点画线和实线之间标注要求的加工余量RMA尺寸。在剖面图上加工余量范围内，即在双点画线和外廓实线之间，在原有剖面线上，再附加一层剖面线，其方向与原剖面线相垂直，这样组成正方形网格线的部分即表示加工余量和不铸孔及沟槽等将被切削去除的部分。

5）只标明特殊的铸造圆角尺寸，相同的铸造圆角在技术条件中说明。

6）只标出特殊的起模斜度，相同角度的起模斜度统一在技术条件中说明。

7）尺寸标注方法。生产中有两种尺寸标注法：第一种方法是以零件尺寸为基础，即标注零件尺寸，加工余量（起模斜度的尺寸界限）等则在零件尺寸线上向外标注（如图例所示）。第二种方法是以铸件尺寸为基础，即标注铸件尺寸，加工余量等则由铸件外廓尺寸线向内标注尺寸。这种方法在个别大量生产工厂应用，而大多数工厂应用前种方法。无论那种方法，不铸孔和沟槽等均不标注尺寸。

8）用细实线画出分型面在铸件上的痕迹，并注明“上”“下”字样，以说明浇注位置。

9）浇冒口残余的表示方法为，用细双点画线画出内浇道、冒口根的位置和形状，再用引出线引出加以文字说明，如“内浇道残余不应大于× mm”等。

10）铸件上特殊部位允许缺陷的限制，应在图形上相应部位表示清楚，并加以文字说明。

10.3.3　铸件图实例

图4.7-256为某拖拉机前轮轮毂铸件图。

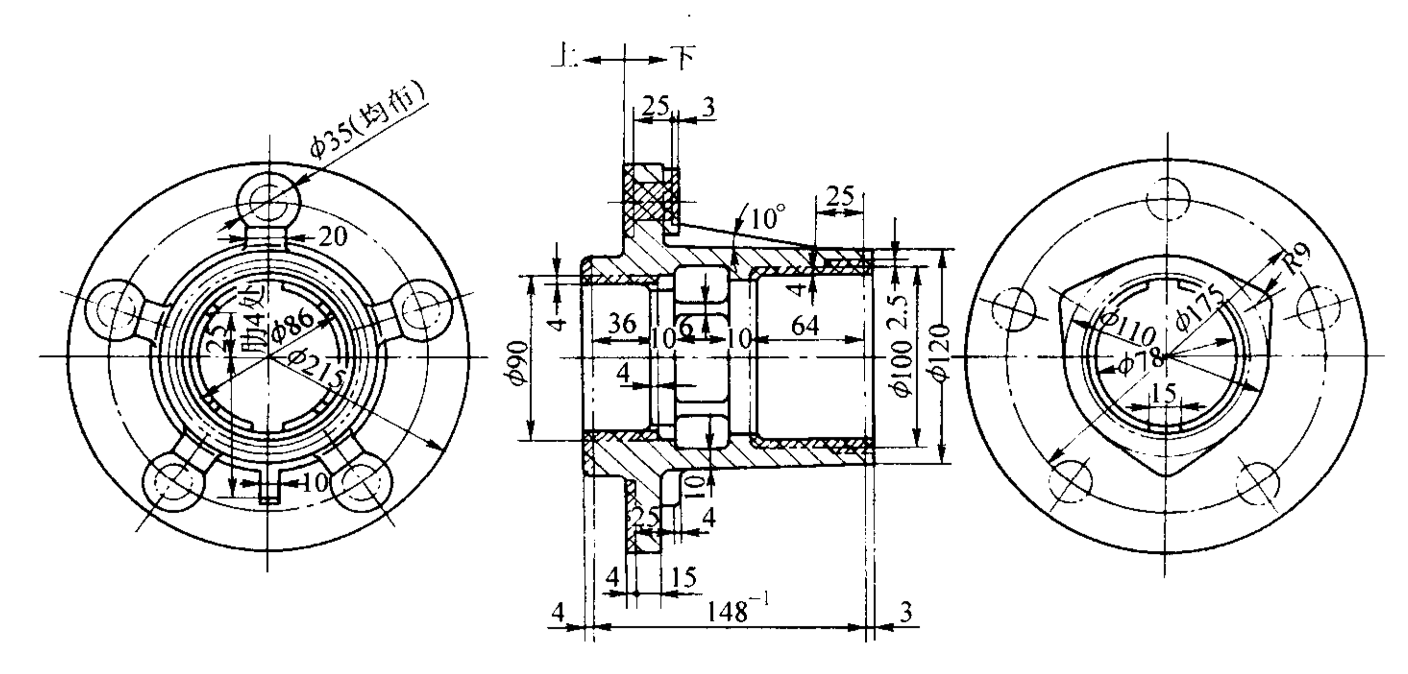


图 4.7-256　前轮轮毂铸件图

10.4　工艺卡

10.4.1　工艺卡的内容

工艺卡是铸造工艺设计的重要文件之一，也是生产管理的重要文件。工艺卡一般以表格形式，说明所用金属牌号及各种非金属材料（如型砂、芯砂）的要求，造型、制芯操作注意事项，浇注规范，使用砂箱，各种原材料消耗及工时定额等。根据工艺操作需要，附以合型简图或工艺简图。

由于各工厂生产批量不同、生产条件不同，所使用的工艺卡形式有很大差异。对于单件、小批生产性质的工厂，指导木模制造及造型、制芯、浇注操作的工艺卡，大都采用图章的形式盖印在铸造工艺图的背面，工艺卡和铸造工艺图同时应用，铸造工艺图是直接指导操作的文件，因此，这类工艺卡都只填写简明数据。对于大批、大量生产厂，模具制造都要依照专用的工装图样。铸造工艺图只在试制和模具设计时起作用。而对造型、制芯、浇注操作直接起指导作用的文件只有工艺卡，因此，这种工艺卡中除有上述要求的表格数据以外，一般附有合型装配简图或工艺草图，以便造型、下芯合型时应用。

10.4.2　工艺卡实例

(1) 机器造型的大批量生产

表 4.7-215 为某拖拉机前轮轮毂的铸造工艺卡。

表 4.7-215　铸造工艺卡

材料	重量			材料及规格		
	净　重/kg	毛　重	浇冒口重	本厂牌号	标准牌号	硬　度
	13.6				HT-200	

造型	造型方法			砂箱内部尺寸/mm			砂箱重量/kg		定位销	
	砂型部别	砂型类别	使用设备	长	宽	高			图　号	规　格
	上　箱		ZB 148B	800	600	170				
	中　箱									
	下　箱		ZB 148B	800	600	230				

造型材料	砂型部别	面砂		填充砂		涂料及覆料			冷铁	
		编　号	重　量	编　号	重　量	编　号	名　称	方　法	图　号	数　量
	上　箱	小线单一砂								
	中　箱									
	下　箱	小线单一砂								

模样				模板		模板上模样数
部　别	编　号	数　量	轮廓尺寸	编　号	尺　寸	5
上模样				2121-T 116-1		活块数量
中模样						
下模样				2121-T 116-2		

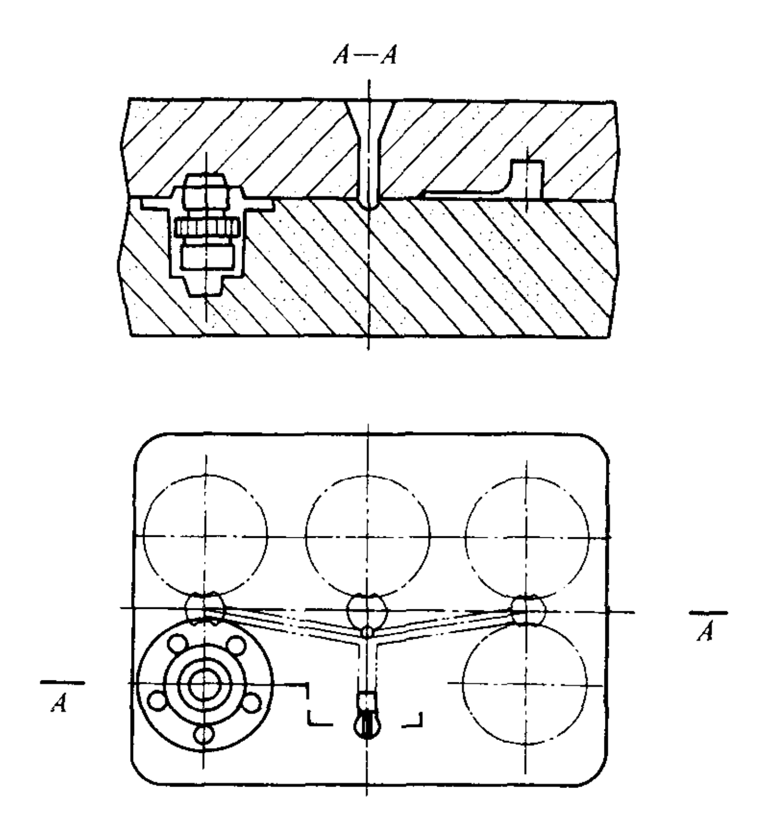
浇冒口系统	浇口杯	直浇道	横浇道	内浇道	冒　口
			26 / 35 / 30（截面简图）	压边浇道 长度 40 mm 宽度 4 mm	
	数量　个	数量　个	数量　1 个	数量　5 个	数量　个
	面积　cm^2	面积　cm^2	面积　9.8 cm^2	面积　$1.6\times5=8$ cm^2	面积　cm^2

续表 4.7-215

合箱	下芯次序		样板	芯撑	砂型重 kg
			总数量	总数量 上箱 下箱	紧固方法
			所属图号	所属图号	压铁重 340 kg
浇注	浇注方法	浇注温度	浇注时间	铁液耗量	冷却时间
		>1 250℃	s	kg	>26 min
辅助材料	材料名称	规格	损耗	定额	备注

厂名	铸造工艺卡	产品型号	铁牛-55
		零件号	45-3103015
零件名称	前轮轮毂	每台件数	2

合型图



特殊要求

(2) 手工造型单件小批生产的工艺卡

其格式见表 4.7-216。

表 4.7-216 铸造综合性工艺卡片格式（适用于单件小批生产手工造型）

厂		铸造工艺卡片		卡片编号	号	工艺简图
产品代号		零件编号		合金牌号		
产 品 名 称		零件名称		铸件重量	kg	
		每台件数		铁液总重	kg	

砂箱内部尺寸/mm			砂箱重量/kg	造 型		模 样	
长	宽	高		型砂类别		模样类别	
				砂型类别		活动块数	
				涂料类别		托板块数	
				烘干规范		轮廓尺寸	

造 芯					
芯盒数量		芯盒材料		芯骨数量	
砂芯编号		砂芯类别		芯骨材料	
芯板数量		涂料类别		冷铁数量	
样板数量		烘干规范		冷铁材料	

合型和浇注						技术条件	
样板数量		出炉温度	℃	浇注时间	s		
压型方法		浇注温度	℃	冷却时间	h		

浇冒口系统尺寸/mm						操作注意事项			
编号	浇口杯	直浇道	横浇道	内浇道	冒口				
数量						批准	审核	编订	日期

10.5 铸造工艺设计实例

10.5.1 某拖拉机前轮轮毂

(1) 生产条件及技术要求

1) 生产性质 大批量。

2) 材质 HT200。

3) 结构及技术要求 图 4.7-256 是该机前轮轮毂铸件图。铸件重 13.6 kg，每台拖拉机两件。拖拉机行驶中，前轮轮毂做旋转运动，内孔装有轴承。由于前轮也起支撑拖拉机的作用，因此，装于前轮中央部位的轮毂是个受力零件。铸件主要壁厚为 15 mm，和轮圈相连接的法兰盘壁厚为 19 mm，在法兰和轮毂本体相交的地区形成热节区。同时，法兰上有五个 ϕ35 mm、厚度（连法兰）达 33 mm 的螺孔突台，也是最为厚实的地区。加工要求最高的表面是安装轴承外圈的表面（即 ϕ90 mm 和 ϕ100 mm 面）。

4) 造型、制芯、浇注 ZB148 B 气动微震造型机上造型。ZB148 B 造型机的砂箱尺寸为 800 mm × 600 mm，对于前轮轮毂铸件，上砂箱高度 170 mm，下砂箱为 230 mm。直浇道的位置和尺寸均已确定，在此基础上每箱放置五件。用 ZZ 8612 制芯机热芯盒法制芯。冲天炉熔化铁液，造型线的浇注小车上转包浇注。

(2) 铸造工艺方案

1) 凝固顺序 热节圆直径 d_y = 24 mm，其模数 M_c = 1.2 cm。对于湿型灰铸铁件应采用控制压力冒口，即补给铸件的一次液态收缩，消除缩孔，又要利用大部分的石墨化膨胀，实现自补缩，以消除缩松。冒口形式为大气压力、压边暗冒口，详见图 4.7-255 某拖拉机前轮轮毂零件铸造工艺图。

2) 浇注位置 为了保证铸件质量，必须把最重要的加工面在浇注时向下或呈直立状态。由于 ϕ100 mm 和 ϕ90 mm 加工面粗糙度值要求低，尺寸精度要求也高，内部安装轴承，因此，把 ϕ100 mm 和 ϕ90 mm 圆柱面呈直立状态，厚实的法兰边向上进行浇注。

3) 分型面 分型面选择在法兰的边缘上，这样使铸件的绝大部分置于下砂箱内，便于保证铸件精度，下芯后便于检查壁厚是否均匀，且砂芯稳固。同时使浇注位置和造型、合型位置一致。如果分型面选在沿中心线切开的平面，虽然造型和下芯也很方便，但和浇注位置不一致，为了保证浇注位置，必须将砂型翻 90°。这种操作在半自动造型线上是不可取的。

4) 浇注系统 为了保证铸件无缩孔及缩松缺陷，采用了压边浇口，压边宽度 4 mm。这种措施对于局部厚实的灰铸铁件是适宜的，且便于铸件的清理。

5) 砂芯设计 为适应大量生产要求，加快下芯速度，下芯头使用了积砂槽，以防止散落的砂粒将砂芯垫起。上芯头使用压紧环，保证砂芯排气通畅，而不致因芯头钻入铁液将砂芯出气孔堵塞。

铸件内腔有肋条，为保证肋条位置准确，下芯头做成定位形式。

6) 铸件收缩率 铸件收缩率取 1%。

10.5.2 某铸钢厂 ϕ25 mm × 25 mm 铸钢阀体

(1) 生产条件及技术要求

1) 生产性质 大批量。

2) 材质 ZG230—450。

3) 结构及技术要求 铸件重 22 kg。根据技术要求，外表和内腔所有型砂、氧化皮、飞边毛刺应清除干净，凡影响强度和气密性的缺陷，如缩孔、缩松、裂纹、夹杂物等均不允许存在。铸件经水压试验，以 0.6 MPa 压力持续试验 2 min 以上，未发现渗漏现象则认为合格。凡经焊补的铸件，焊补后应重新经过上述水压试验。水压试验必须于涂漆前进行。

4) 造型、制芯 根据工厂条件采用水玻璃砂造型，热芯盒法制芯。

(2) 铸造工艺方案

1) 凝固原则 铸钢的体收缩大，容易产生缩孔、缩松，铸件本身又在高压下使用，要求高的气密性，确定使用顺序凝固原则进行铸造，为此要加设冒口。

2) 浇注位置、分型面 第一种方案是垂直浇注。即使 ϕ180 mm 法兰向上，采用顶冒口进行补缩，这样，由于冒口位置比阀体高，对补缩有利。分型面通过三个法兰中心线，这样最容易起模。这种平造立浇方案要求串联浇注，操作复杂，因而未选用此方案。

第二种方案为水平浇注（见图 4.7-257）。分型面仍选择通过三个法兰中心线的平面。这样，采用侧暗冒口进行补缩，由于侧暗冒口补缩效果较顶冒口为差，故采用大气压力冒口以增强冒口的补缩效果。这种平造、平浇的方案为一箱多铸创造了条件，采用 800 mm × 800 mm 的砂箱，每箱放置 4 件，相应放置 4 个大小相同的大气压力侧暗冒口，每个冒口同时补缩两相邻铸件，冒口的补缩颈与两个厚法兰边相连。模板布置简图如图 4.7-258。由于这种方案操作简便，故确定采用这种方案。

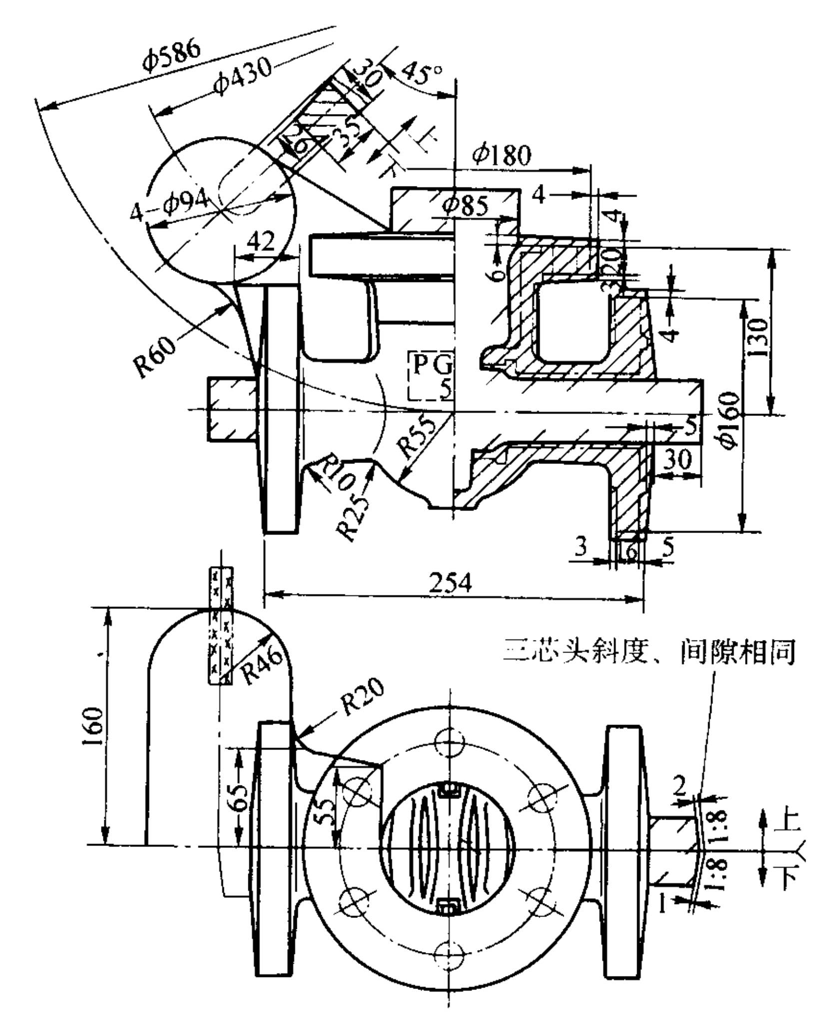


图 4.7-257 铸钢阀体铸造工艺图

(3) 主要工艺参数

绝大多数加工面的加工余量 RMA 均取 3 ~ 4 mm，相当于 GB/T 6414 - CT12 - RMA3.5 (G)，考虑起模斜度以后，余量最厚处增至 7 mm。收缩率经过实际生产验证，一般尺寸均按 2%，两侧法兰之间距离，由于收缩受阻碍，实际收缩率较小，约为 1%。为了保证两个侧法兰厚度和加工尺寸，该尺寸按 1% 收缩率制作模样。

(4) 芯头设计

每铸件有一个砂芯，该砂芯具有三个水平芯头，长度均取为 30 mm。只在芯头端部留芯头间隙，上下方向不留间隙，以免砂芯浮起，影响铸件壁厚均匀性。

（5）缺陷防止措施

为防止阀体产生收缩缺陷采用如下措施：由于铸件壁厚不均匀，自然形成热节区（见图 4.7-258），即在三个法兰和本体相交处，存在三个热节圆直径 $T=36$ mm 的环形热节，针对这三个热节，使用侧冒口可以实现顺序凝固。因其离侧冒口较近，冒口中炽热钢液可直接对热节进行补给。此外，在阀体中心部位还存在两个近似环形的热节区，热节圆直径约为 $T=20$ mm。由于这两个热节区被薄壁部分同冒口隔开，因此，侧冒口无法直接对其进行补缩。为了防止该两处产生缩孔、缩松，可以用不同的方法予以解决。如：另外增加顶冒口，这样，虽然可以获得紧实铸件，但是，增加了造型和切割冒口的工作量，而且严重地损害了铸件外观。所以采用在铸件上增设补缩肋的方法，即在铸件薄壁部分增加工艺肋，用以在侧冒口和内部热节区之间造成补缩通道，这样不仅减少了冒口数目，节约钢液，而且使铸件外观得到改善。

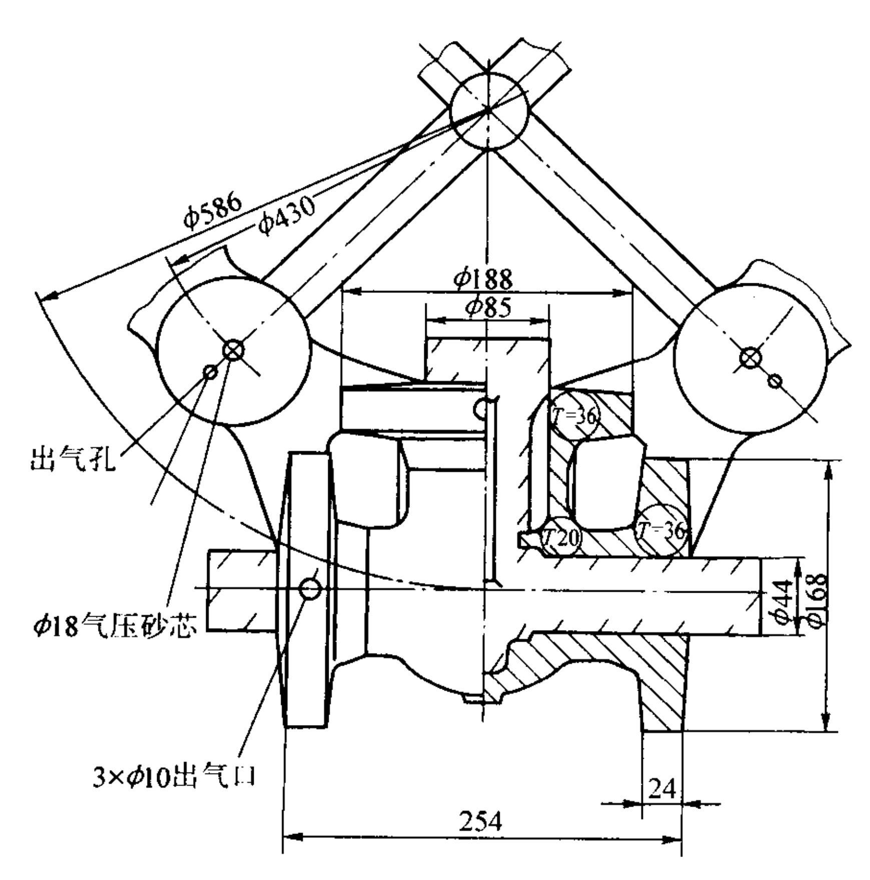


图 4.7-258　阀体在砂箱内布置简图

第一种补缩肋方式如图 4.7-259 所示，这种补缩肋设在侧法兰和内部热节之间。由于在清整时要割去这两条肋，故仍然有较大切割工作量，而且影响外观。

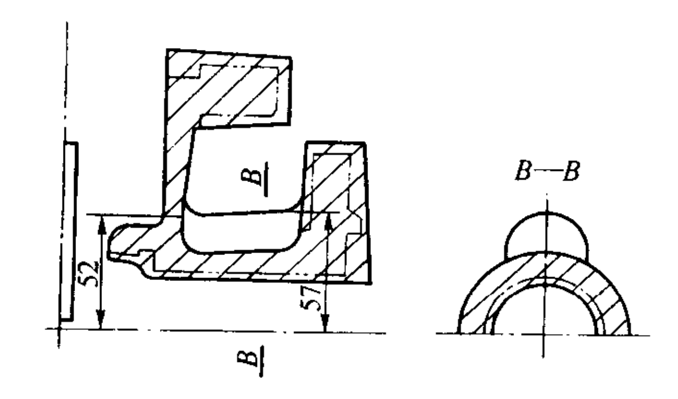


图 4.7-259　第一种补缩肋（补贴）方式

第二种补缩肋方式如图 4.7-260，铸件外形变化不大，只是增加了 4 mm × 30 mm 的两条扁肋。内部虽然增加了 10 mm 厚度的月牙形补贴两条，但对使用毫无影响，对铸件强度、刚度都有利，因此，清整时无需割去。这样，既保证了外观，又节约了钢液，也减少了切割工作量。因此决定用此法进行生产。

在工厂最早的铸造工艺方案中，阀体内部的两条导向肋两侧，用了圆形外冷铁，目的是消除这两条小的热节的影响。后来，砂芯由合脂砂改为热芯盒树脂砂，使导向肋的加工余量减小，热节也随之减小，因而取消了外冷铁。

（6）冒口设计

已知每个铸件重 22 kg，每箱 4 件，每箱放置 4 个冒口。因此仍然相当于一个冒口补缩一个铸件。

冒口计算用补缩液量法：设 ZG230—450 的体收缩率已知为 0.03，钢的密度为 7.8 g/cm^3，主、侧法兰根部热节圆直径 $T=36$ mm。那么可以计算出该件从浇注到凝固以后所需要补缩的钢液体积，把此体积视为球形，求出其直径 d_0。把 d_0 加上热节圆直径 T，则可作为冒口的最小直径。冒口补缩球直径 d_0 为

$$d_0 = \sqrt[3]{6\times0.03\times22\,000/(\pi\times7.8)}\,\text{cm} = \sqrt[3]{162} = 5.5\ \text{cm}$$

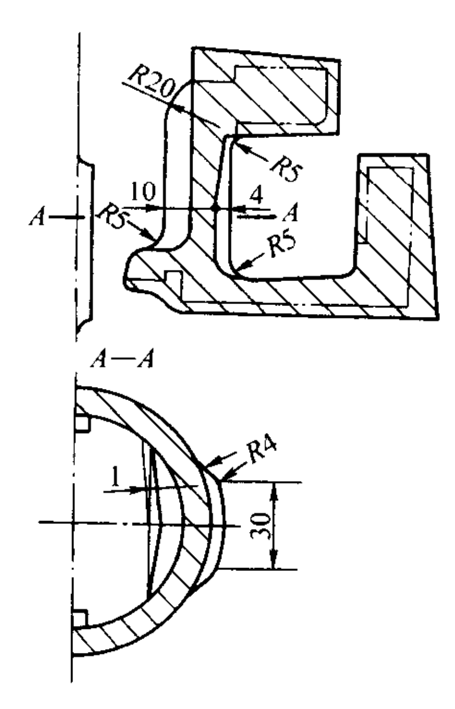


图 4.7-260　第二种补缩肋方式

冒口直径 D 的计算：

$D = d_0 + T = 55\ \text{mm} + 36\ \text{mm} = 91$ mm，采用 95 mm。

冒口高度按经验关系求得

$H = 1.7D = 161$ mm，取 160 mm。

冒口全部放在上箱内，使用 φ18 mm 直径的大气压力砂芯，插入冒口深度为 50 mm。

补贴厚度按经验关系取为 $1.2T$（$1.2\times36 = 42$ mm）。补贴高度按冒口高度的 0.4 倍选取（$0.4H = 0.4\times160\ \text{mm} = 64$ mm），为 65 mm。

为了使阀体内部阀座处的二个热节区（$T = 20$ mm）能得到补缩，按第二种补缩肋方式增加二条补缩肋，其大小是根据热节圆滚圆法确定。因内腔过小，阀座处装配不便，所以，补缩肋未全部加在内部，向阀体外部借出 4 mm（见图 4.7-260）。

（7）铸件工艺出品率

经过生产验证，每箱金属总重 143 kg，浇冒口重量为（143 − 88 = 55）55 kg。

铸件工艺出品率 =（88/133）× 100% = 62%。

据资料介绍，某石油机械厂生产类似的铸钢阀体，水玻璃砂型，油砂芯，铸造工艺方案（分型面，浇注位置和补缩肋的加设）相同，由于使用了发热顶冒口，铸件工艺出品率达 72%。由此可见，采用先进的工艺措施，可以使技术经济指标更先进。

10.5.3　CW6140 型机床床身

（1）生产条件及技术要求

1）生产性质　大批量。

2）材质　HT300。

3）结构及技术要求　轮廓尺寸为 2 240 mm × 400 mm ×

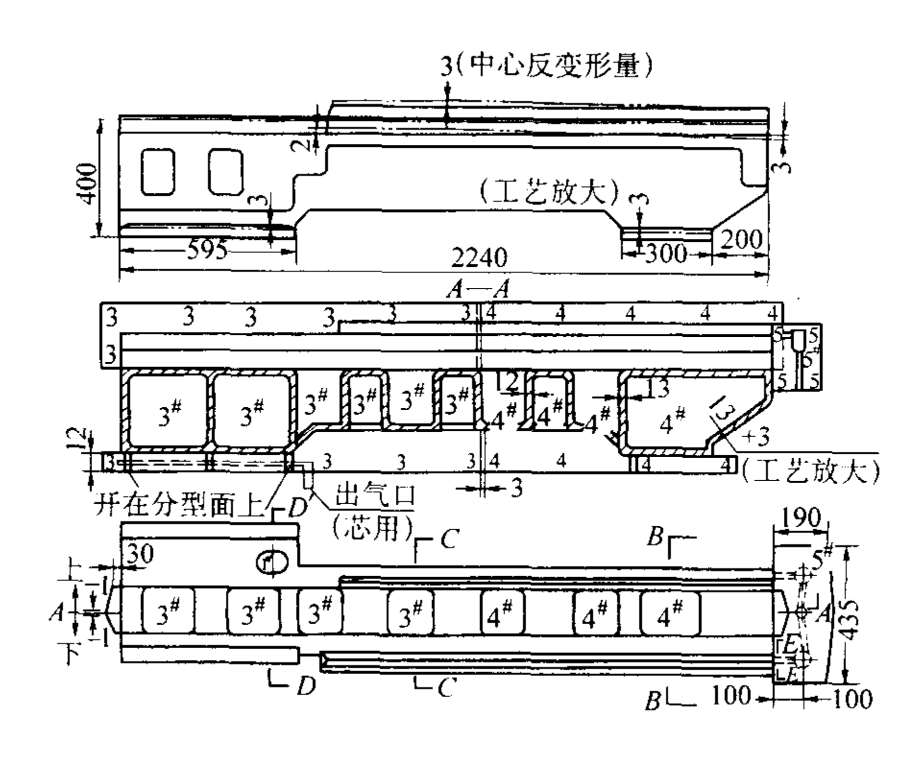
479 mm，铸件重 510 kg，浇注铁液重量 610 kg。

主要技术要求如下：导轨面不允许有任何铸造缺陷，机床导轨硬度要求 190～240HBS（铸态），并要求硬度均匀。加工前须经过消除应力退火。

根据上述要求，为了保证机床导轨的硬度和耐磨性，以前工厂中多选用 HT200 为材质，铸造工艺方案中于机床导轨面处使用外冷铁，以获得珠光体为基体的铸态组织，保证硬度和耐磨性。这种方法要求铁液牌号较低，但需要使用大量外冷铁，给操作和生产管理带来困难。

在不使用外冷铁的情况下，采用高牌号铁液、用于型完全可以做到上述技术要求。这种方法的缺点是孕育合金和废钢的用量大。该厂确定用 HT300 作为床身的材质。实践证明，由于孕育铸铁具有较高的强度和硬度、石墨片细小，在不使用外冷铁的条件下，完全能保证导轨的质量。

CW6140 机床床身铸造工艺图如图 4.7-261 所示。



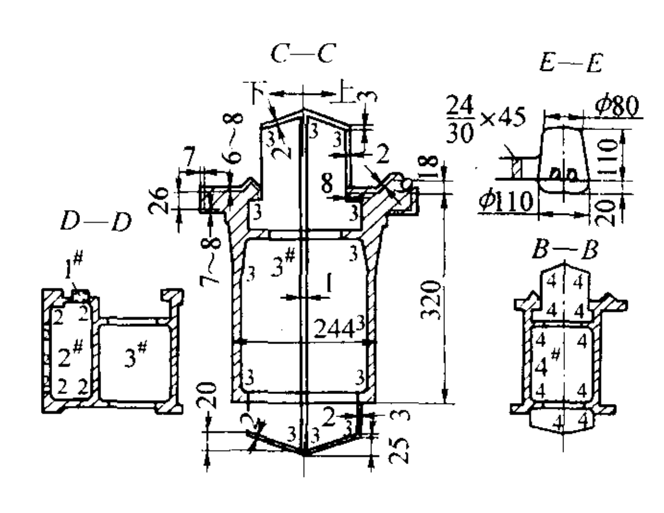


图 4.7-261　CW6140 机床床身铸造工艺图

（2）工艺方案

1）凝固原则　使用干型，采用压力冒口，最大限度地利用石墨化膨胀，实现铸件自补缩。主要壁厚只有 12 mm、13 mm，又是灰铸铁件，用浇注系统当冒口。

2）浇注位置　浇注位置为导轨面向下。

3）造型方法和分型面　由于是大批生产，尽量用快速的造型方法，合型也必须简便。根据该厂条件，决定采用抛砂造型法、干型、两箱造型。沿床身纵向分型和分模。为了保证浇注位置，于下芯合型后，使铸型翻转 90°，使导轨面呈向下位置进行浇注。下芯、合型工序必须仔细，以免在铸型翻转时砂芯移动位置。

（3）主要工艺参数

1）缩尺（铸造收缩率）　采用 0.8%～1%。

2）加工余量　导轨处 RMA＝6～9 mm，床脚座处为 5～7 mm。

3）反变形量　为防止床身变形，在床身中心导轨面处留反变形量 3 mm（按三角形做）。

4）分芯负数和分型负数　铸件内腔和肋条均由砂芯形成。3、4 号砂芯都分为两半，于烘干后装成整体，在分盒面上每半砂芯各留 0.5 mm 的分芯负数。3 号和 4 号砂芯接缝处，留 3 mm 的分芯负数。在 1、2 号砂芯接缝处留 2 mm 分芯负数（留在 1 号砂芯上），以便利于下芯。由于用干型，合型时在分型面上要采取措施防止跑火，其结果使两半砂型之间加厚。因此，两半模样各留 1 mm 的分型负数，以保证铸件精度。

（4）浇冒冒系统设计

1）浇注系统　该床身较短，浇注系统从一端底部沿导轨面引入，使用一个直浇道，横截面积为 28.3 cm^2，横浇道总截面积为 24.3 cm^2，内浇道共四道，总面积为 18.5 cm^2，为一封闭式浇注系统，各单元比例为

$$\sum A_{内}:\sum A_{横}:\sum A_{直}=1:1.3:1.5$$

2）出气冒口　在前床脚座处，设有出气冒口（22 mm/28 mm）×20 mm 的两个，（20 mm/24 mm）×10 mm 的 1 个；在后床脚座处设出气冒口（30 mm/35 mm）×20 mm 的 1 个。

（5）浇注

铁液浇注温度：1 300～1 330℃。浇注时间：28～35 s。

（6）关于床身类铸件铸造工艺

1）质量关键　应当指出，在制订床身类铸件铸造工艺时，要抓住床身导轨面的质量这一关键。保证无缺陷、硬度和硬度差要求，注意导轨面变形的预防措施。

2）选择铸型种类　根据生产批量和工厂具体条件选择铸型种类。本实例用干型，但现在许多工厂多采用树脂自硬砂型、湿型或表面干燥型铸造各种床身。

3）造型方法　应适应不同批量的要求。大批生产的床身，采用两箱模板造型、平造立浇方案比较简便。而成批生产则采用劈模造型比较适宜（见图 4.7-262），特别是当桥式起重机起重量小而铸件大的情况下，更为方便。单件生产时，对于较高大的床身，一般采用多箱（多层圈箱）造型，这样下芯、合型、尺寸检查都方便，虽然这种多箱造型工时长，但可节约大量工装费。

4）浇注系统　对于较短小的床身，一般采取一端为主的浇法；而对较长的床身，一般多用两端浇注，以免铁液过多地从一端注入，引起冲砂、过热和导轨硬度差过大；更长的床身，如大型龙门刨床身，采用顶雨淋式或底雨淋式浇口，分散注入铁液，可保证硬度均匀。同时，顶雨淋法对减小床身的变形量也是有益的。对于很短小的床身，不留反变形量，适当放大导轨面的加工量即可补偿其变形。较长的床身可按"竹节式"或"月牙式"加放模样的反变形量。

10.5.4　408 型机车侧架

（1）生产条件及技术要求

1）生产性质　大批量。

2）材质　ZG200—400 或 ZG230—450。

3）结构及技术要求　外形尺寸为 2 310 mm×605 mm×419 mm。壁厚 14～18 mm。铸件重 340 kg。机车侧架属于均匀薄壁的框架类铸件，它在机车上起固定、支撑、连接的作用，要求有足够的强度、刚度和良好的外观。

采用机械造型，水玻璃砂型和砂芯。

（2）铸造工艺方案

1）凝固原则　由于是均匀薄壁铸件，用同时凝固原则进行铸造，不用冒口。为调整冷却速度，在四处设有外冷铁。

2）浇注位置、分型面　采用水平分型、水平浇注的方案，分型面选在侧架的中间最大断面上，造型、下芯都方便。408 型机车侧架铸造工艺图如图 4.7-263 所示。

（3）主要工艺参数

1）铸造收缩率　取 1.6%。

2）分芯负数　砂芯 2、3、5 号均分为两半制芯，烘干后再组合成整体。砂芯分开面处留 1.5 mm 分芯负数，上、下芯盒各留一半，各减 0.75 mm。

3）加工余量（MA）　取 4 mm。

4）工艺补正量　四处圆角分别加工艺补正量（加厚）1 mm、2 mm。

5）工艺肋　铸件两侧内腔转角处，为防止裂纹，对称地加设收缩肋（割肋）。在两边导框开口处设有拉肋，防止变形。

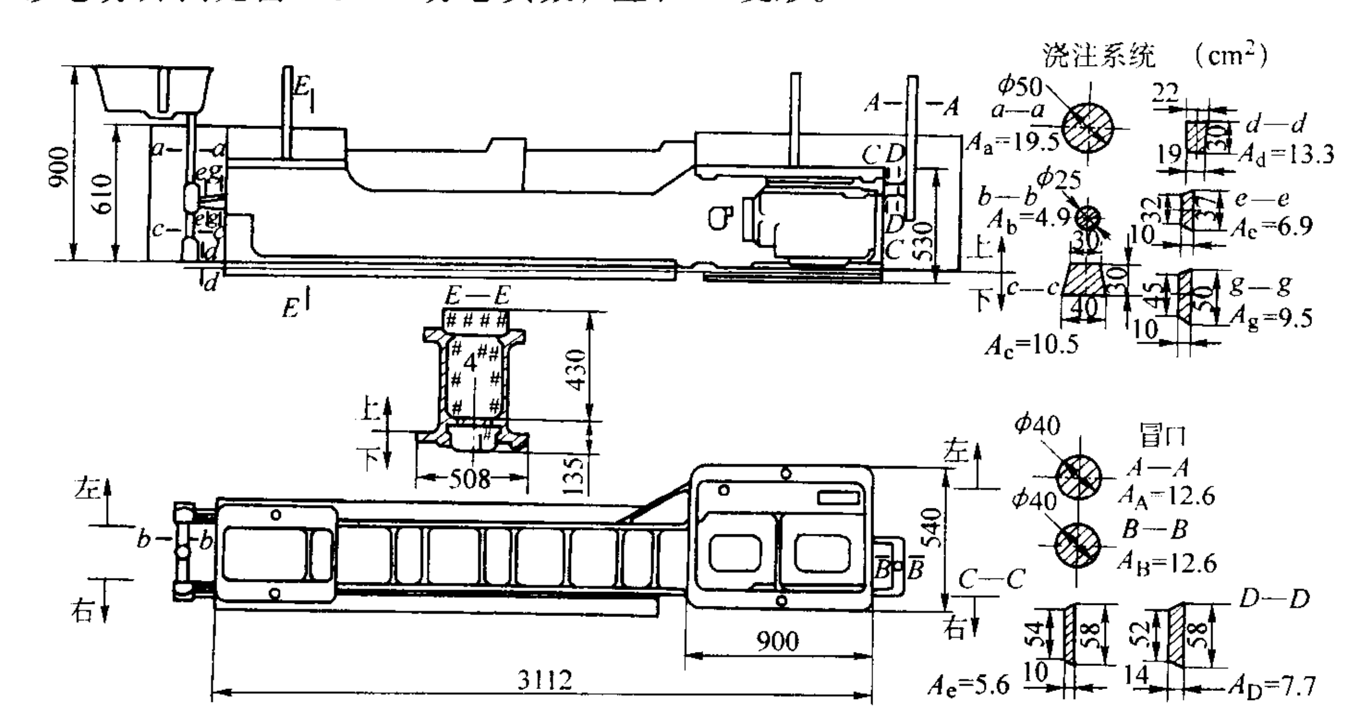


图 4.7-262　C630 床身劈模造型工艺简图

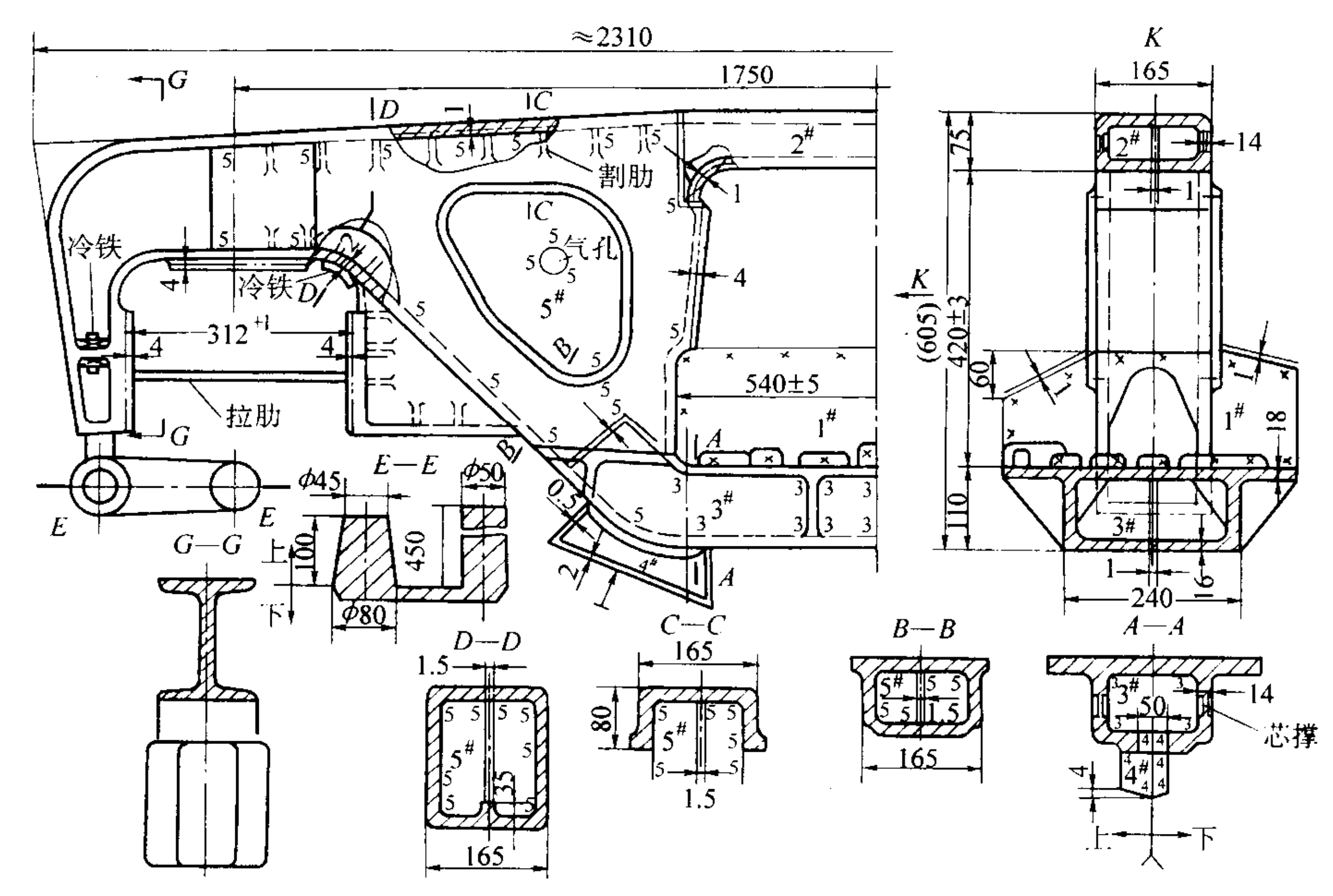


图 4.7-263　408 型机车侧架铸造工艺简图

（4）浇注系统

按照同时凝固原则，钢液从两端注入。浇注时，钢液首先注入浇口杯（见图 4.7-264），通过过桥浇口流入两端的两个直浇道，再流经集渣冒口进入铸型。

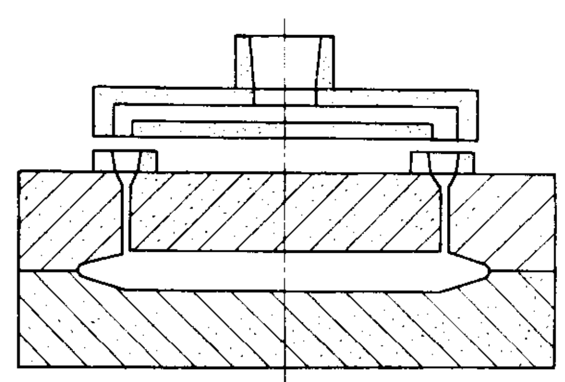


图 4.7-264　过桥浇道示意图

（5）铸件热处理

温度为 900 ~ 920℃，保温 3 h，然后缓冷。

（6）关于薄壁且均匀的框架类铸钢件

由此例可以看出，铸钢尽管体收缩大，倾向于形成缩孔和缩松缺陷，一般碳素铸钢件多采用顺序凝固的原则进行铸造。但对于这类薄壁且均匀的框架类铸钢件，使用同时凝固原则可以收到良好的效果。

10.5.5　CA10B 型汽车正时齿轮室盖

（1）生产条件

1）生产性质　大量生产。

2）材质　HT150。

3）结构及使用条件　铸件外形（见图 4.7-265）尺寸为 324 mm × 284 mm × 99.5 mm，除了固定螺孔处及个别部分厚度较大外，均为 4.5 mm。呈薄壁扁平形，装于汽车发动机

前部，只起密封作用，并不承受荷载。在老式震击造型机（818/254M）上生产时，铸件重量平均为 6.38 kg。改为多触头高压造型机生产后，铸件平均重量为 5.6 kg，壁厚由 4.5 mm 减到约4 mm，铸件重量减轻约 12%。而且尺寸、重量均较原来稳定。

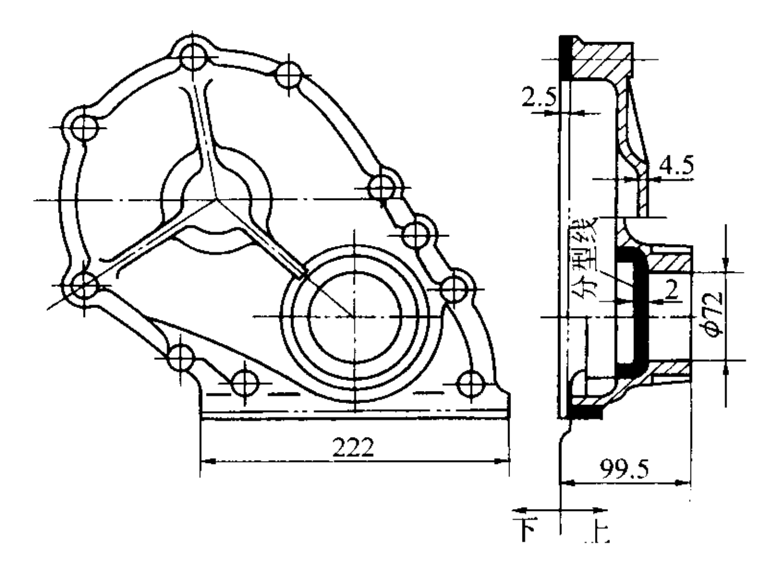


图 4.7-265 正时齿轮室盖的铸件图

4）造型、熔化、浇注 在工厂自行设计制造的多触头高压造型线上造型，上、下型主机的最大压实力均为 785 kN。砂箱尺寸为 640 mm × 660 mm × 250 mm/250 mm，造型机最高比压可达 1.3 MPa。生产率为 120 型/h。每箱放置 4 个铸件，见图 4.7-266。用冲天炉熔化铁液，用转包浇注。

（2）技术要求

除满足铸件尺寸精度及材质方面的要求外，无其他特殊要求。

（3）铸造工艺方案

1）凝固顺序 铸件属于普通灰铸铁的薄壁小件，决定采用浇注系统当冒口，这不会使铸件产生缩孔及缩松缺陷。内浇道（冒口颈）从铸件侧边开设，应尽快地使铁水充满整个铸件。

2）浇注位置和分型面 浇注位置的选择应保证重要的加工面朝下或呈垂直位置，故使 φ72 轴孔中心线呈垂直状态，以使加工面上尽量少出现气孔、夹砂及渣孔等缺陷。以底部大平面为分型面，把全部铸件置于上半砂箱中，这样，可使铸件外观齐整（见图 4.7-265）。

不用砂芯，铸件的主要凹腔由下半砂型上的砂胎来形成。φ72 mm 内孔部分，用上半砂型的吊砂来形成，这样做不仅保证孔壁加工后均匀一致，而且减少了下半型的砂胎高度，减小了起模方面的困难。

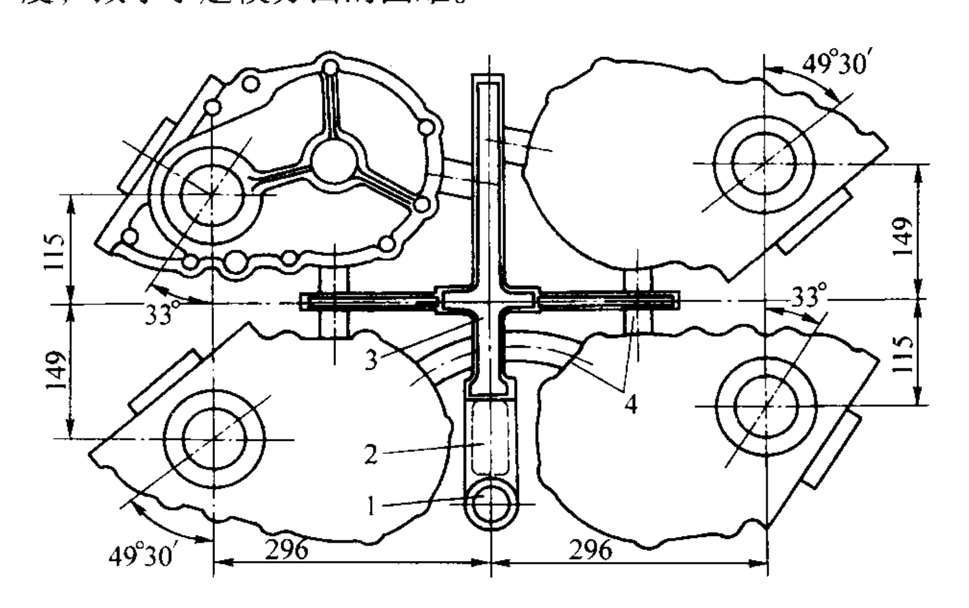


图 4.7-266 正时齿轮室盖的模板布置简图

1—直浇道；2—阻流片；3—横浇道；4—内浇道

（4）造型工艺

1）对型砂的要求（见表 4.7-217）。

表 4.7-217 型砂的组成及性能要求

配比/%				性能要求									
新砂	旧砂	煤粉	膨润土	湿压强度 /kPa	湿拉强度 /kPa	紧实率 /%	破碎性 /%	透气性 /AFS	有效黏土含量/%	总细粉含量/%	可燃物含量/%	流动性 /%	水分（参考）/%
5 ~ 10	90 ~ 95	0.5 ~ 1	1 ~ 1.5	70 ~ 90	15 ~ 25	40 ~ 45	70 ~ 80	> 80	8 ~ 10	< 15	< 5	80 ~ 90	3.2 ~ 3.7

注：型砂试样是在比压为 1.5 MPa 下制得的。表中含量及水分（%）是指质量分数。

2）比压 由于上、下砂型都有吊砂或砂胎，起模困难，故比压选择较一般扁平件略高，为 0.8 ~ 1.0 MPa。

（5）浇注系统

见模板布置简图（图 4.7-266）。造型线实行多品种生产，直浇道的形状和位置已标准化，高 180 mm，上端 φ38 mm，下端 φ40 mm，装在模板上。浇口杯模装在造型机的触头上。采用阻流式横浇道，以便在浇注时使直浇道尽快充满，加强挡渣效果和避免带入气体。

（6）主要工艺参数

1）加工余量 RMA 底、侧面为 2.5 mm，局部 2 mm。

2）铸件收缩率 1%。

（7）起模真空问题的防止

上、下砂型都有吊砂或砂胎。吊砂或砂胎部分由于起模时的真空力和四周模样的摩擦力容易损坏。为了防止起模时产生过大真空力而破坏砂型，在下模板的每个模样凹腔内，安装 6 个 φ16 mm 的通气塞，均匀分布，这样便基本上消除了起模时真空力的有害作用，顺利起模。对于上模样的 φ70 mm、高为 40 mm 的凹腔部分，除了安装 6 个上述的通气塞外，还在相应的模板底部设置了密封的气室，当起模时通以 0.2 ~ 0.3 MPa 的压缩空气。这样不仅能消除起模真空现象，而且实现了“正压”起模，使铸型的损坏率大为减少。

10.5.6 80 t 启闭机大齿轮

（1）生产条件

1）生产性质 单件生产（某重机厂）。

2）材质 ZG340—640。

3）结构及使用条件 大齿轮齿顶圆直径 φ1 334.4 mm，单辐板，靠近轮毂部分辐板较薄，只有 40 mm 厚，一侧分布有六条 25 mm 厚的肋条。辐板外围稍厚 70 mm。考虑加工余量后，铸件的轮缘及中央轮毂较厚大。轮缘和辐板交接处形成热节，热节圆直径达 φ140 mm；轮毂和辐板交接处形成热节圆直径为 φ80 mm。该齿轮可分为三部分：厚实的中央轮毂，薄壁的辐板和厚大的轮缘。铸钢大齿轮在机器中主要用来传送扭矩。

（2）主要技术要求

1）化学成分要求（质量分数） C 0.52% ~ 0.62%，Mn 0.50% ~ 0.80%，Si 0.2% ~ 0.45%，S ≤ 0.06%，P ≤ 0.06%。

2）力学性能 抗拉强度 $\sigma_b \geqslant 650$ MPa，伸长率 $\delta_5 \geqslant 1\%$。铸件加工前，应经正火处理。160 ~ 210HBS。

3）缺陷要求 铸件不许有缩孔、缩松。内外无气孔、砂眼、夹砂、渣孔、粘砂等缺陷。

(3) 造型、熔炼、浇注

手工车板造型，水玻璃砂烘干型，型砂成分（质量分数）为：40/70号筛硅砂100%，外加白泥5%，水玻璃（模数为2.2）7%。5 t电弧炉炼钢，用7 t漏包浇注。浇注温度要求在1 490～1 530℃（热电偶测定）。

(4) 铸造工艺方案

1) 凝固顺序的选择 ZG340—640的体收缩率、凝固温度范围大，齿轮的轮缘和轮毂部分厚大，与辐板交接处形成热节区，容易形成缩孔、缩松缺陷。决定按顺序凝固原则进行铸造。在轮缘，轮毂分别设置冒口。浇注后，薄壁的辐板先凝固，其液态和凝固收缩分别由厚壁的轮缘和轮毂处的钢液补给，冒口最后凝固，用来补给轮缘及轮毂处凝固时所需要的钢液，以便消除缩孔、缩松。

2) 浇注位置及分型面的确定 大齿轮的铸件简图及铸造工艺方案如图4.7-267所示。

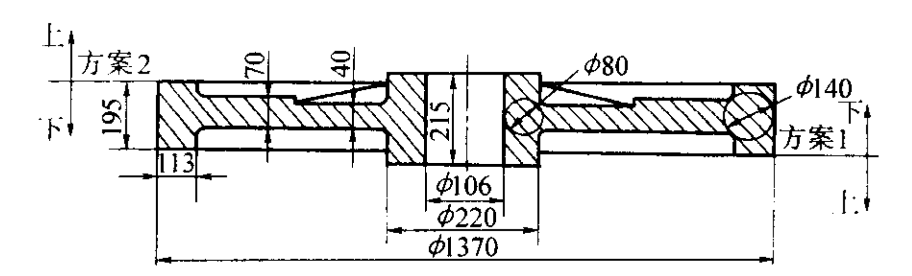


图4.7-267 ZG340—640大齿轮的铸造工艺方案

方案1和方案2都可行。由于70 mm厚的辐板偏向一侧，故方案2优于方案1。这样，在轮毂上方设置冒口，6条肋可以起到增加补缩通道的作用，能更有效地对40 mm辐板处进行补缩。轮缘冒口距70 mm厚辐板近而更有效。因此，确定采用方案2。分型面通过轮缘上表面。浇注位置为：使6条短肋条呈向上位置。

轮毂中央设置砂芯，采用黏土砂烘干型，车板造型，6条肋、个别小凸台子及冒口制造木模。

铸造工艺图如图4.7-268所示。

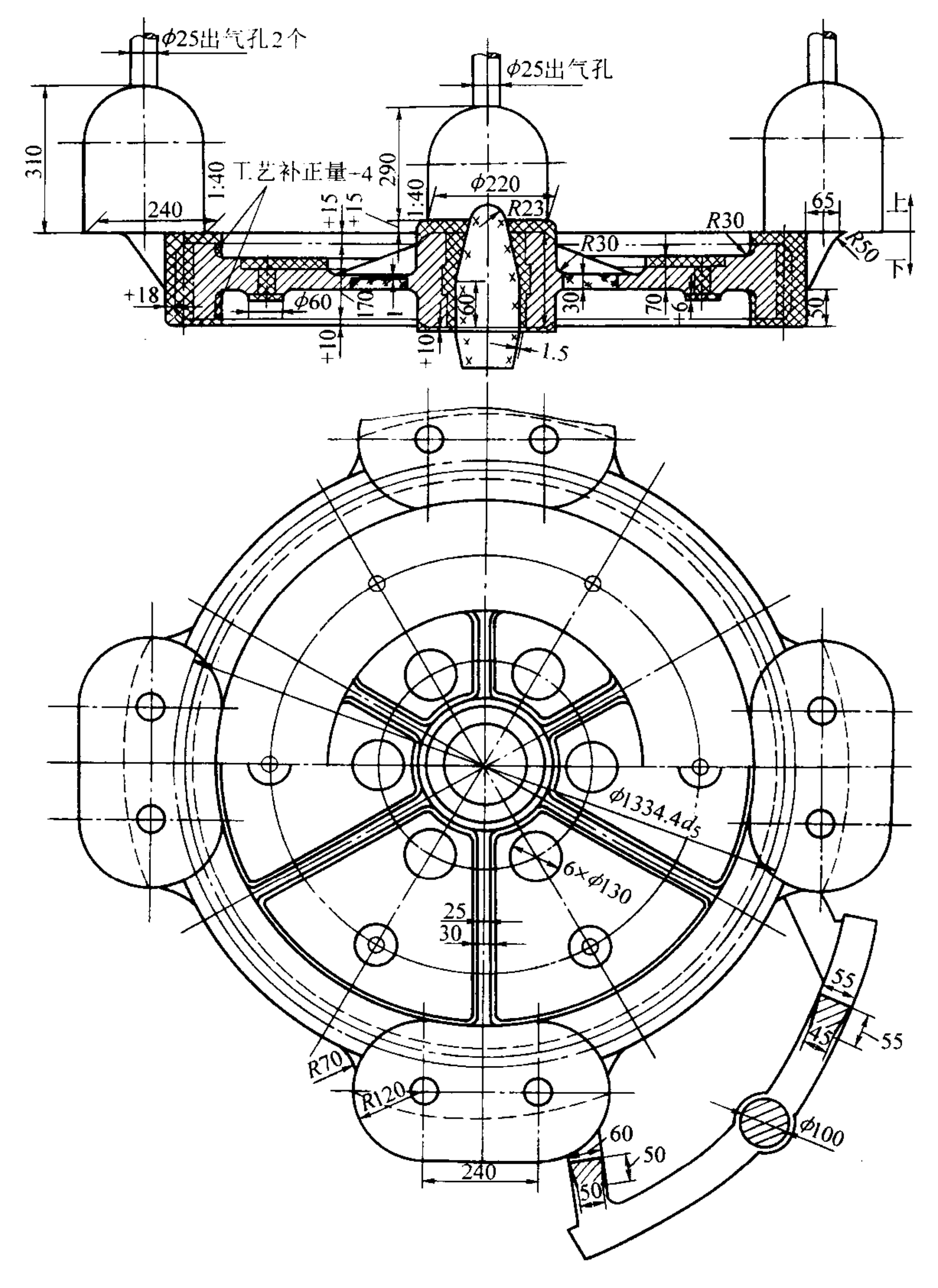


图4.7-268 ZG340—640大齿轮铸造工艺图

(5) 主要工艺参数

1) 机械加工余量 参照GB/T 6414—1999，按单件、小批铸钢件的数据和工厂经验选取。由于是车板造型，精度较差，选CT14级。机械加工余量RMA J级，上表面RMA取9 mm，底面取4 mm，齿顶圆外表面取11 mm，中央轮毂内孔取6 mm，(图中所注加工余量值为RMA)。

2) 缩尺 2%。

3) 轮缘厚度的工艺补正量：依齿轮的生产经验，取 $e = 4$ mm。

(6) 冒口计算

首先按图样尺寸，计算出铸件理论重量为1 252 kg。型腔扩大量按6%计，则1 252 kg×6% = 75 kg，故铸件重量为

1 252 kg + 75 kg = 1 327 kg。

1）轮缘冒口

① 铸件模数 对于轮缘部分可近似看做“T”形杆，因而

$$M_c = \frac{\delta h}{2(\sigma + h) - c}$$

式中，δ 为铸件图上轮缘厚度，为 113 mm。但由于冒口下部设置补贴，轮缘实际厚度增大，故此处以热节圆直径 ϕ140 mm 为 δ；h 为轮缘高度，195 mm；c 为辐板与轮缘交接处厚度，70 mm。于是

$$M_c = \frac{14 \times 19.5}{2(14 + 19.5) - 7} = 4.55 \text{ cm}$$

② 冒口模数 $M_r = 1.2M_s = 1.2 \times 4.55 \text{ cm} = 5.46 \text{ cm}$。

③ 确定冒口尺寸 依工厂腰圆形暗冒口的形状（见图4.7-269）和冒口尺寸、重量、模数系列表，查得 $M_r = 5.52$ cm时，冒口尺寸为 $B = 240$ mm，$A = 480$ mm，$H = 310$ mm，每个冒口重 $G_r = 206$ kg。

腰圆形暗冒口的模数，重量是按下式计算的

$$M_r = \frac{B[\pi B(6H + 3A - 4B) + 12(A - B)(2H - B)]^*}{6[\pi B(4H + 2A - B) + 8H(A - B)]}$$

$$G_r = \frac{\gamma B}{24}[\pi B(6H - 3A - 4B) + 12(A - B)(2H - B)]^*$$

式中，M_r、W_r 是按图 4.7-269，忽略 1∶40 斜度而推导出来的。γ 是钢的密度。推导过程略。

④ 用铸件所需补给量求冒口个数 该冒口能补缩铸件的最大重量 G_c（最大）依公式：

$$G_{c\max} = G_r(\eta - \varepsilon)/\varepsilon$$

式中，η 为冒口的补缩效率，依工厂经验数据 $\eta = 14\%$；ε 为钢的凝固收缩值，对于 ZG340—640，浇注温度为 1 530℃时，$\varepsilon = 5.4\%$。

$$G_{c\max} = 206(14 - 5.4)\text{kg}/5.4 = 206 \text{ kg} \times 1.59 = 328 \text{ kg}$$

由图样尺寸计算出铸件的轮缘重 $G_1 = 710$ kg，70 mm 厚辐板重 $G_2 = 405$ kg，这两部分都应由轮缘冒口进行补缩，故轮缘冒口应补缩的铸件总重量为 $G_1 + G_2 = 710 + 405 = 1\ 115$ kg，因此，可算出冒口数量 n

$$n = (G_1 + G_2)/G_{c\max} = 1\ 115/328 = 3.4$$

决定采用 4 个腰圆形暗冒口。

⑤ 验算冒口补缩距离 根据图 4.7-143 中的曲线 5，(按 140 mm 厚、宽 195 mm 的杆件)查得冒口作用距离约170 mm。而每个冒口单边作用区 l 为

$$l = [\pi D - 4(A + 2K)]/8$$

式中，D 为热节圆中心线的直径，1 230 mm；A 为冒口根部长度；l 为水平补贴长度，$l = 70$ mm。

因此，$l = [3.14 \times 1\ 230 - 4(480 + 2 \times 70)]\text{mm}/8 = 170$ mm，

验算结果说明：每个冒口单边作用区 $l = 170$ mm 和查得的冒口补缩距离 170 mm 相等，用四个腰圆形冒口正好可满足要求。

⑥ 轮缘冒口补贴 垂直补贴宽度 b 用下面经验公式确定

$$b = (D_0 - T) + \frac{H}{5}$$

式中，D_0 为热节圆直径，$D_0 = 140$ mm；T 为轮缘宽度，$T = 113$ mm；H 为轮缘高度，$H = 195$ mm。

$b = (140 - 113)\text{mm} + 195\text{mm}/5 = 66$ mm，取 65 mm。

补贴从热节下部，距底面 50 mm 处开始，以避免补缩通道被堵塞。

2）轮毂冒口

① 铸件模数 轮毂部分可近似看做“T”形杆围成的空心圆柱体，因此

$$M_c = \frac{fD \times h}{2(fD + h) - l}$$

式中，D 为热节圆直径，ϕ80 mm；f 为考虑砂尖效应而放大的系数，$f = 1.1$；h 为轮毂高 215 mm；c 为非散热边长度，这里为辐板厚，$c = 40$ mm。代入上式得

$$M_c = 1.1 \times 8 \times 21.5 \text{ cm}^2/[2(1.1 \times 8 + 21.5) - 4]\text{cm} = 3.34 \text{ cm}$$

② 冒口模数 $M_r = 1.2M_c = 1.2 \times 3.34 \text{ cm} = 4 \text{ cm}$。

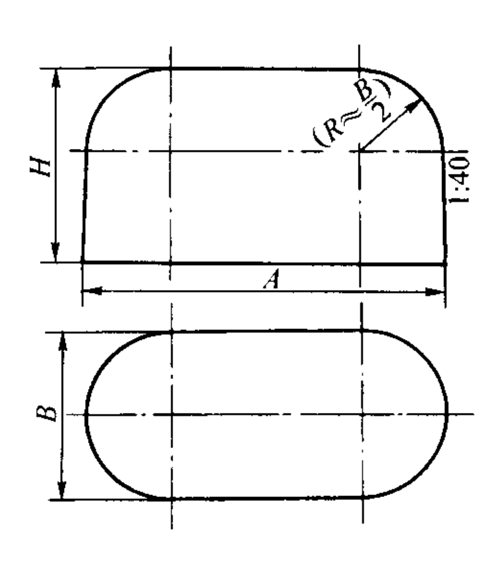


图 4.7-269 腰圆形暗冒口尺寸

③ 选定冒口尺寸 依工厂半球形圆柱冒口的尺寸、模数、重量系列表，查得当 $M_r = 4.04$ cm时，尺寸为 ϕ220 mm × 290 mm，重量 $G_r = 69.3$ kg。

④ 验算冒口补缩能力 该冒口能补缩铸件最大重量为

$$G_{c\max} = G_r(\eta - \varepsilon)/\varepsilon = 69.3 \text{ kg}(14 - 5.4)/5.4 = 69.3 \text{ kg} \times 1.59 \approx 110 \text{ kg}$$

轮毂部分重只有 55 kg，辐板与之联接部位也只有 40 mm 厚，由于有 6 条肋，估计补缩辐板的重量的一半，辐板重 95 kg，故所需补缩铸件总重为 55 kg + 95 kg/2 = 1 025 kg。可见，冒口补缩能力足够。

⑤ 冒口补贴 按经验公式计算：

$$L_1 = (D_1 - T_1) + (5 \sim 20)\text{mm}$$

式中，D_1 为热节圆直径，$D_1 = 80$ mm；T_1 为轮毂厚度，$T_1 = 57$ mm。

$$L_1 = (80 - 57)\text{mm} + 7 \text{ mm} = 30 \text{ mm}$$

补贴从热节下部，距底部 60 mm 处开始，以避免堵塞补缩通道。

（7）浇注系统计算

1）依型内金属上升速度计算包孔尺寸 首先试选 ϕ50 mm 包孔，型内金属上升速度 v 依下式核算

$$v = \frac{Hnq}{Q}$$

式中，H 为铸件的最大高度，大齿轮的最大高度为215 mm；n 为盛钢桶漏孔数，工厂用 $n = 1$；q 为平均流量，对于 ϕ50 mm 钢包孔，$q = 55$ kg/s；G_c 为铸件重量（不包括浇冒口）为 1 327 kg。

将数据代入上式

$$v = 215 \times 55/1\ 327 = 9 \text{ mm/s}$$

计算表明，上升速度太小，不能满足要求。

再选 ϕ60 mm 包孔，这时 $q = 90$ kg/s，再验算上升速度 v

$$v = 215 \times 90/1\ 327 = 15 \text{ mm/s}$$

据工厂经验，对于大齿轮上升速度 $v = 15$ mm/s，基本满足要求。确定选包孔直径 ϕ60 mm。

2）浇注时间 t

$$t = Q/q = 1\ 327/90 = 15\ s$$

3）按包孔断面积 $A_{包孔}$ 选择浇注系统各断面　浇注系统结构见图 4.7-268，由于铸件高度小，内浇道由分型面引入冒口。

根据 $\phi_{包孔} = \phi 60$ mm，选定直浇道直径 $\phi_{直} = \phi 100$ mm，高 400 mm，重 23.6 kg；横浇道为双向，梯形断面$^{55}_{45} \times 55$ mm，总长 1 500 mm，计算重量 32 kg；内浇道两个，断面为梯形$^{60}_{50} \times 55$ mm，总长 1 000 mm，重 22 kg。浇注系统总重为 87.6 kg。

（8）验算工艺出品率

工艺出品率 = 1 327/(1 327 + 4 × 206 + 69.3 + 87.6) = 57.5%

依据表 4.7-125，查得工艺出品率数据值应在 58% ~ 62%，说明工艺出品率是合适的。

实践证明，上述工艺铸出的齿轮质量良好。

10.5.7　4146 柴油机飞轮壳（机后盖）

（1）生产条件

1）生产性质　大批生产。

2）材质　HT200。

3）结构及使用条件　轮廓尺寸 840 mm × 739 mm × 144 mm，铸件重 73.5 kg，零件重 62 kg，主要壁厚 8 mm，铸件最大厚度 23 mm，壁厚基本均匀，为一薄壁壳体。

飞轮壳装在柴油机后部，其内部装有飞轮，起安全罩及支撑机体的作用。在飞轮壳内还装有转速、减压调节机构，故它又是调节机构的机体。此外，柴油机在使用时，通过飞轮壳两侧把柴油机体支撑起来。该件对柴油机本身而言是静止的，要承受一部分机器重量（机器总重 182 kg）。铸件结构如图 4.7-270。

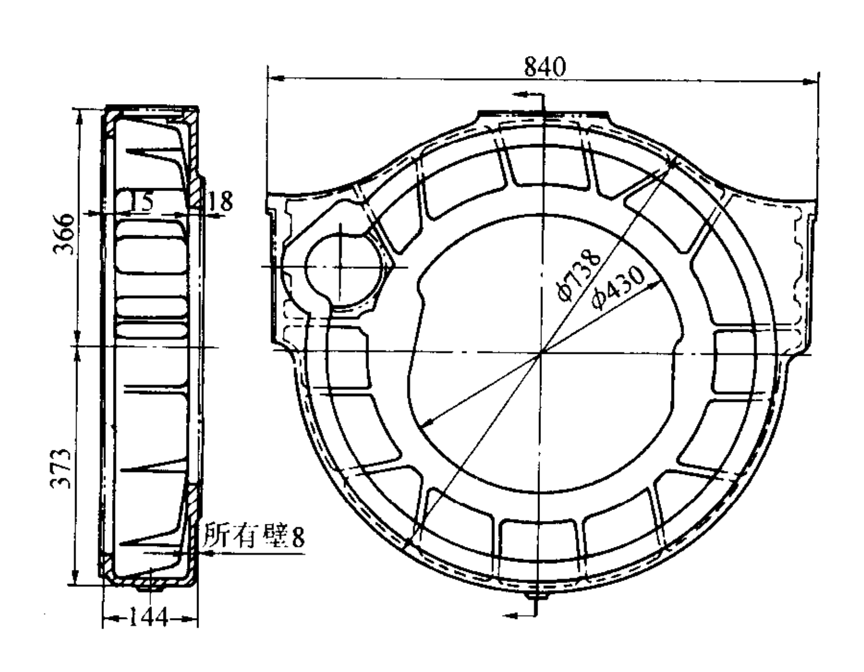


图 4.7-270　4146 柴油机飞轮壳铸件简图

（2）主要技术要求

满足 HT200 的力学性能要求。此外，要保证壁厚均匀，铸件内外表面无气孔、砂眼、夹砂、渣孔、粘砂等缺陷，以使表面光洁美观。

（3）造型、熔化、浇注

在普通机器造型线上造型，用两台 Z2410 造型机分别造上、下半型，每型一件。砂箱尺寸为 1 050 mm × 890 mm × 150 mm/220 mm。冲天炉熔化。转包浇注。浇注温度应高于 1 290℃。

（4）铸造工艺方案

1）凝固顺序　对于这样薄壁的普通灰铸铁件，利用石墨化膨胀实现自补缩，用浇注系统当冒口。根据生产经验，不致造成缩孔缺陷，而且铸件内应力小。

2）浇注位置和分型面的选择　现生产所用方案如图 4.7-271a)，原生产方案如图 4.7-271b)。这两种方案都用浇注系统当冒口。

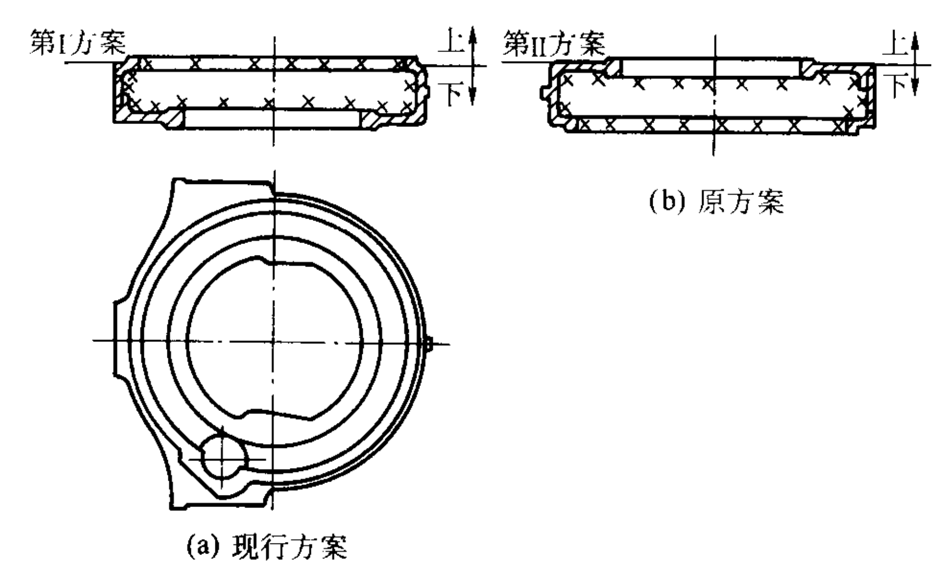


图 4.7-271　飞轮壳铸造方案

原生产方案用于生产批量小，手工造型的情况下，使用湿型、干芯。主要优点是制芯方便、烘干时便于支撑，下芯操作简便。由于大芯头向下，芯头与铸型接触面大。用起重机将 1 号大砂芯放入下半型后，砂芯位置要靠手工调整（1 号砂芯直径大而高度小，为下芯合型方便起见，上、下芯头高度取为零），以保证壁厚均匀，这样不致把型面挤坏。主要缺点是：铸件大平面置于上部，容易出现浇不到、冷隔、气孔、夹渣、夹砂及砂眼等缺陷。铸件外观较差。图 b）方案的分型面使铸件基本置于下半砂型中，这样便于检查壁厚，有利于提高铸件精度。

现生产方案见图 4.7-271a)，适用于大批生产的机器造型情况下。浇注位置采用铸件大平面部分向下，这样就减少了气孔、夹渣、夹砂、浇不到及冷隔等缺陷，改善了铸件的外观。分型面如“第Ⅰ方案”所示，仍使铸件的绝大部分置于下半型中。这时，改用潮芯，采取专用卡具下芯，尽管下芯头与铸型接触面积小，但由于保证下芯位置准确，大砂芯位置无需调整，不会出现砂型被挤坏的现象。该方案由于大芯头朝上，有利于型芯的气体排出，减少了形成气孔的倾向。

（5）造型、制芯工艺

1）潮芯的应用　原生产方案（第Ⅱ方案）中，大砂芯是干芯。干芯强度大、发气量小，容易保证铸件质量。但需要烘干设备，消耗燃料，延长生产周期，恶化了劳动条件。改用潮芯，上述缺点均可避免。为了克服潮芯强度低、发气性大的缺点给铸件造成的不良影响，采取两项措施。一是选择合适的型（芯）砂。要求原砂含泥量少，粒度均匀为 50/100 筛号或 70/140 筛号。型砂水分质量分数控制在 5.5% 以下。二是注意制芯工艺：紧实度应大些，以保证有足够的强度。开好通气道，将砂芯中部挖空。制芯时放射形放置 7 个通气棒，抽出后形成通气道。浇注过程中砂芯所产生的气体从通气道汇集于砂芯中空部分，从上半型中央的通气孔排至型外，如图 4.7-272 所示。

为了能在造型线上准确下芯，采用了下芯卡具（见图 4.7-273）。潮芯的卡具设计应解决三个问题：砂芯的卡紧、保证下芯准确和吊运平稳。先把卡具放在芯盒上定位，把挂钩扣住钢的芯底板（芯铁）4 上的环，让三个螺杆 1（可调节）和芯底板顶紧，然后旋紧中央大螺母 2。这样砂芯和卡具之间便牢固地卡紧了。既保证吊芯、下芯的平稳性，又不会将潮芯挤坏。

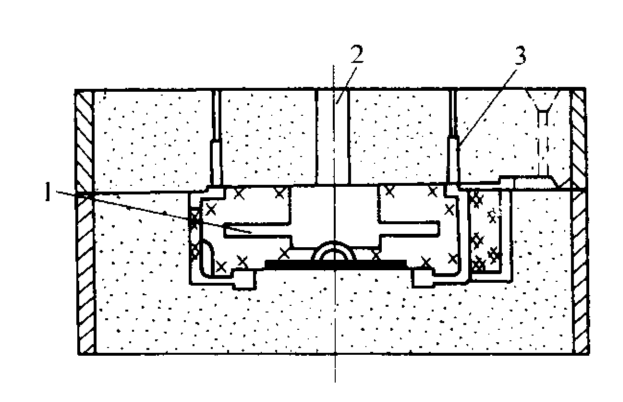


图 4.7-272 飞轮壳铸型装配简图
1—通气棒；2—通气道；3—出气冒口

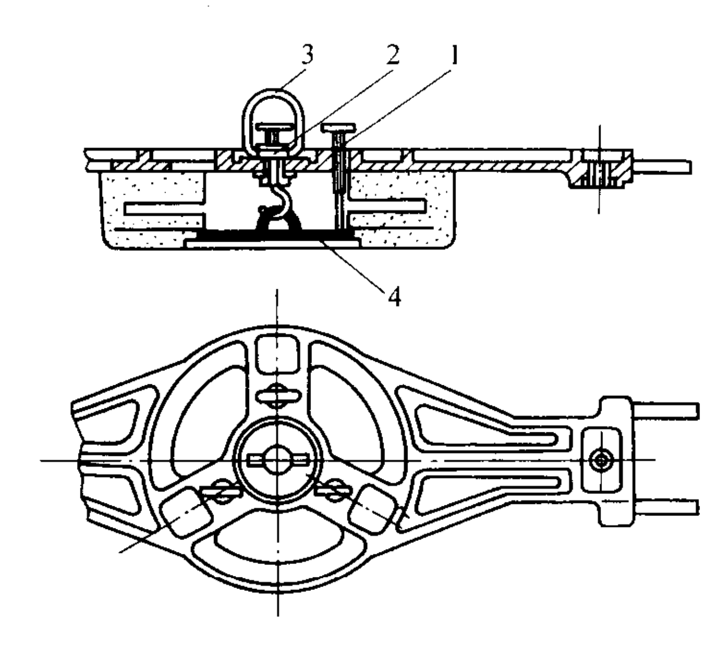


图 4.7-273 飞轮壳下芯卡具及芯铁
1—螺杆；2—中央大螺母；3—吊环；4—芯铁

2）吊运及下芯 起重机的吊钩钩住卡具的吊环3即可吊起，在砂芯下面由于有钢板制成的芯（铁）底板4的支撑，潮芯不致损坏。为了保证下芯位置准确，卡具两端设有两个定位销孔。两销孔的中心距及和芯子位置之间的关系，和砂箱、芯盒上的定位销孔一致。

（6）浇注系统

原始设计为底注式浇注系统。由于潮型、潮芯冷却快，铸件壁薄，故充填要快而平稳。实践证明，单用底注式浇注系统，铁液上升到铸件顶部时温度降低，易产生气孔、夹渣、浇不到及冷隔等缺陷，故改为两层内浇道，类似“阶梯式”浇注系统，切线方向引入铁液，底层内浇道因压头高呈渐扩形，使铁液进入型腔时速度低且平稳，避免将潮芯冲坏。在铸件最高处，设6个扁出气冒口（40 mm×5 mm），用于排气、冒渣。

浇注系统计算：

1）浇注时间 t 按 $t=S\sqrt{G}$式计算。式中 G——铸型中金属总重量，已知铸件重73.5 kg，估计浇、冒系统总重6.5 kg，故金属总重量80 kg。S——系数，壁厚6～8 mm时，$S=1.85$。把数据代入上式，计算后得：$t=16.6$ s。

考虑到铸件壁较薄，主要壁厚仅为8 mm，采用快浇，定浇注时间为13～17 s，平均15 s。

2）依水力学公式计算 $A_{内}$ 按底注法计算

$$A_{内}=G/(0.31\mu t\sqrt{Hp})$$

已知 $G=80$ kg，$t=15$ s

μ 值按湿型、铸型阻力中等，依表4.7-71查得 $\mu=0.42$。考虑到如下情况对 μ 值加以修正（见图4.7-73）。由于有6个扁出气冒口，可减小浇注时的铸型阻力，μ 值应增大0.05；又实际采用的直浇道和横浇道比内浇道大得多，符合 $A_{直}/A_{内}>1.6$ 和 $A_{横}/A_{内}>1.3$，μ 值应增大0.05。故决定采用 $\mu=0.50$。

平均压力头 H_p 的计算：已知上箱高150 mm，漏斗形浇口杯高100 mm。底层内浇道到分型面的高度 $P=108$ mm，铸件总高度 $c=118$ mm。于是按底注法计算为

$$H_p=(H_0-P^2/2C)=[(15+10+10.8)-10.8^2/(2\times11.8)]\text{cm}=30.9\text{ cm}$$

将上述数据代入 $A_{内}$ 计算公式中得：$A_{内}=6.1\text{ cm}^2$。取 $A_{内}=6.0\text{ cm}^2$。

浇注系统如图4.7-274。采用两层内浇道，下层为主，占总内浇道面积的2/3，为4 cm²。取为梯形断面，呈开放形。

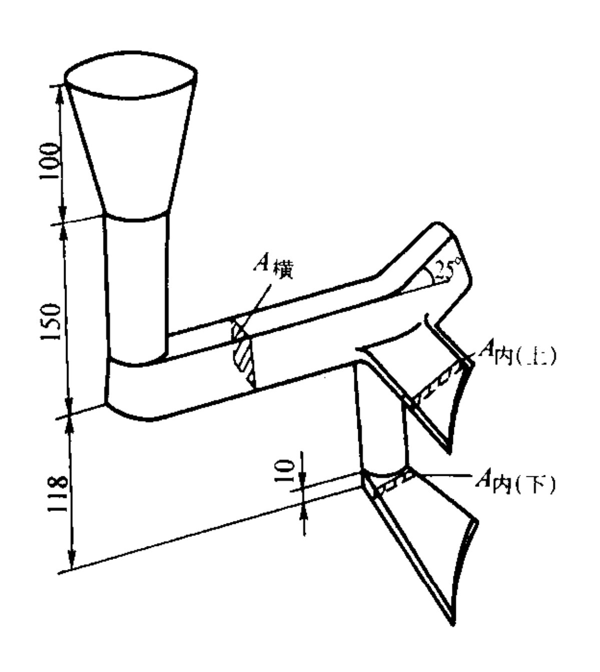


图 4.7-274 飞轮壳浇注系统结构

3）浇道比 直浇道为 ϕ45 mm，$A_{直}=16\text{ cm}^2$。$A_{横}$ 为梯形断面，上底28 mm，下底34 mm，高40 mm，$A_{横}=12.4\text{ cm}^2$。故浇口比为 $A_{直}:A_{横}:A_{内}=16:12.4:6=2.66:2.06:1$，为全封闭式浇注系统。该浇注系统形式虽类似于阶梯式浇注系统，但实现不了阶梯式的分层引入，浇注时，两层内浇道同时进铁液。使铸件顶部铁液温度有所提高，以减少气孔等缺陷。多年生产实践证明效果良好。

（7）铸造工艺参数

1）收缩率为1%。

2）加工余量RMA 上面5 mm，底、侧面3 mm。

（8）主要缺陷及防止

1）气孔 由于采用潮型、潮芯，浇注时发气量大，易出现气孔。为此，应注意开好通气道及出气冒口。注意浇注温度不应低于1 290℃。

2）夹砂 在大平面部位易于出现夹砂缺陷，虽采用活化膨润土型砂仍有出现。工厂从实践中发现，在易出现夹砂部位，涂刷20号机油有较好效果。

3）粘砂 有时出现大面积粘砂。经分析是机械粘砂，原因是紧实度不够，注意舂紧砂型即可防止。

10.5.8 6100型汽车用铸态球墨铸铁曲轴

（1）生产条件

1）生产性质 大量生产。

2）材质 QT600－3。

3）结构及使用条件 外形尺寸 ϕ190 mm×918 mm，是弯曲的实心曲轴，铸件重44.6 kg，主轴颈零件尺寸 ϕ75 mm，铸件 ϕ82 mm。连杆轴颈零件尺寸 ϕ62 mm，铸件 ϕ70 mm。使用中承受最大扭矩为412 N·m，最大功率为115 kW。曲轴是汽车发动机的重要零件。

（2）主要技术要求

力学性能：抗拉强度 $\sigma_b\geqslant600$ MPa，伸长率 $\delta\geqslant3\%$，冲

击韧度 $a_K \geq 14.7\ N\cdot m/cm^2$，布氏硬度 197～259HBS。金相组织：球化在 3B 级以上，珠光体多于 75%，碳化物及磷共晶总量≤5%。铸件尺寸公差要求：第四主轴颈摆差≤2.5 mm。加工余量公差 $\pm^{1.0}_{1.5}$ mm（老标准 RMA、CT）。非加工面公差 ±1.0 mm（曲柄侧面为非加工面）。中心孔距外圆径向偏差≤0.5 mm，曲轴总长 912.23～912.43 mm。

（3）造型、制芯

在 ZB3512 电磁微震压实造型机上造型，比压 0.7～0.9 MPa，使用油压压力大于等于 6.5 MPa。砂箱尺寸为 1 150 mm × 650 mm × 220 mm/200 mm。采用 K85 壳芯机制芯。

（4）熔化、浇注

用 10 t 无芯工频感应电炉熔化原铁液，在 1 t 铁液包中进行球化处理，转 150 kg 浇包进行浇注。

（5）熔炼工艺

铸造曲轴的原铁液化学成分确定为（质量分数,%）：C 3.8～4.0，Si 0.9～1.1，Mn 0.6～0.75，P≤0.07，S≤0.04，Cu 0.5～0.6。用冲入法进行球化处理，球化剂为包钢 6 号稀土镁合金，加入质量分数为 1.3%～1.6%，处理温度 1 420～1 440℃。浇注温度为 1 270～1 350℃，用 75Si－Fe 孕育，孕育剂质量分数为 0.7%～0.9%。

（6）铸造工艺方案的确定

1）凝固顺序　球墨铸铁的凝固具有糊状凝固的特点，且石墨化膨胀作用显著。铸件主轴颈处最大模数为 M_c = 2.05 cm。测定曲轴的冷却曲线发现：铁液浇入铸型后尚有 130～200℃的过热度，对于湿型，采用控制压力冒口，即补缩曲轴的液相态缩，以消除集中缩孔。至于冷却到共晶凝固阶段，出现糊状凝固，铁液补缩困难，这时则依靠部分的石墨化膨胀作用，实现自身补缩，以便消除缩松。最后决定控制压力冒口的形式为：大气压力侧冒口，铁液经冒口引入铸件。

2）浇注、冷却位置　参照我国多年来生产球墨铸铁曲轴的生产经验，对该曲轴有可能采用如下各种方案。

① 竖浇竖冷方案　见图 4.7-275。冒口设在曲轴大端（法兰盘）的上方，处于最高位置，有三种浇注方式：

底注式。内浇道开设在曲轴最下端，铁液在进入型腔前先经集渣包。这种浇注方式铁水充型平稳，自下而上逐渐充满，有利于型内排气。但冒口内的液体金属温度低，不利于补缩，曲轴的热节处产生缩松，见图 4.7-275a。

阶梯式。这种浇注系统充型平稳，使曲轴上部温度稍许高于下部，补缩不够显著，曲轴热节处仍有缩松。见图 4.7-275b。

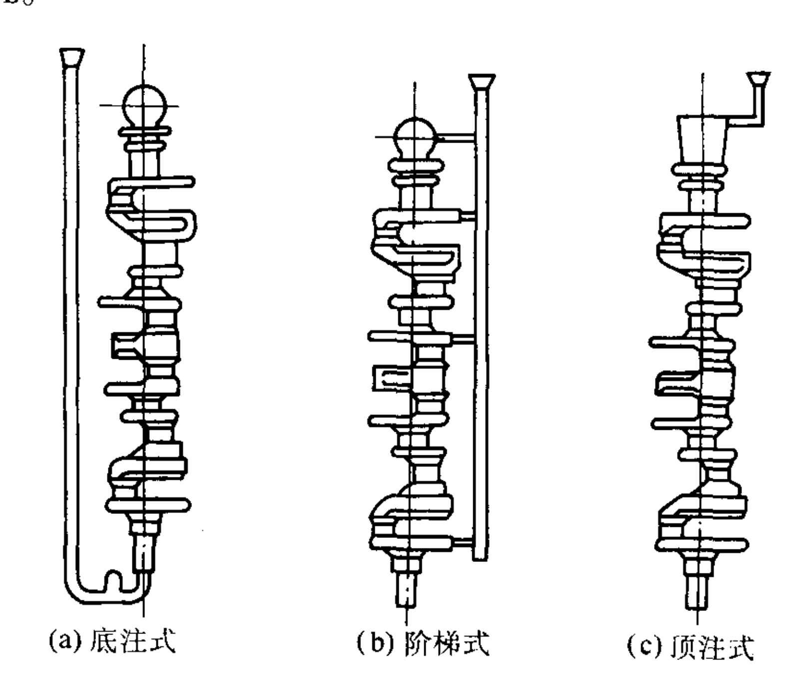


图 4.7-275　曲轴的竖浇竖冷工艺方案

顶注式。铁液经冒口由上部注入，预热了冒口砂型，铸件上部温度明显地高于下部，有利于冒口的补缩效果。虽然解决了缩松问题，但铁液对型壁冲刷严重，造成飞溅，充型不平稳，铁液易于氧化，并带来渣孔、铁豆、冲砂等铸件缺陷。见图 4.7-275c。

总之，竖浇、竖冷方案的主要优点是冒口在最高位置，冒口内金属液的压力头高，对铸件补缩有利。主要缺点是竖浇、竖冷工艺难于在大量生产的流水线上应用，且几种浇注方式都有导致铸件缺陷的可能。

② 横浇竖冷方案　见图 4.7-276。这样浇注，充型平稳，铁水先经冒口进入型腔，提高了冒口内金属液的温度。浇注后，立即用湿型砂将漏斗形浇口杯堵塞，然后将铸型转 90°竖冷。冒口在铸件最上方，可以充分发挥补缩作用，有利于获得健全的铸件。正因为它有上述这些优点，至今有些工厂生产的球墨铸铁曲轴，特别是大型曲轴，仍然采用这种方案。其主要缺点是横浇竖冷的操作繁重，生产率低，无法适应大量流水生产的要求。

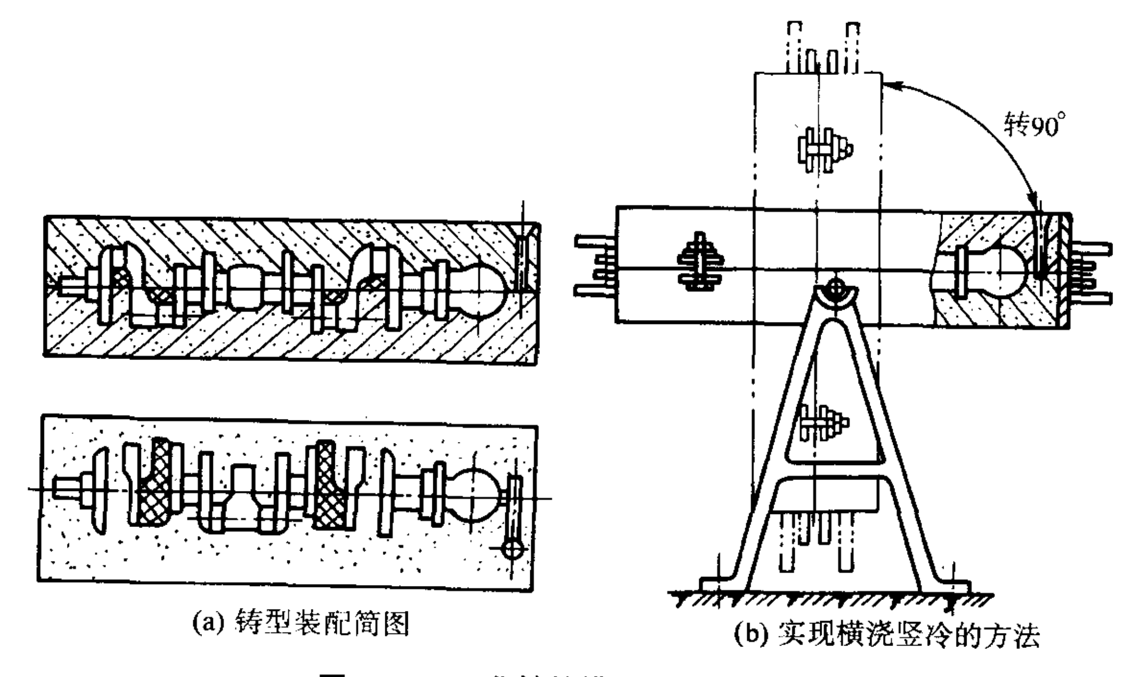


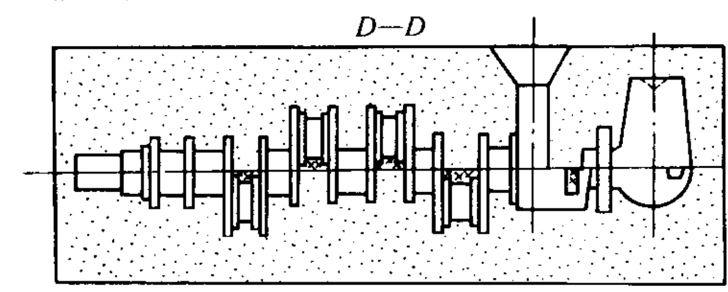
图 4.7-276　曲轴的横浇竖冷铸造方案

③ 横浇、横冷方案　见图 4.7-277。铸型的造型、浇注、冷却均呈水平状态。该方案的缺点是冒口的补缩压力较竖冷方案为小。但是，我国自 20 世纪 60 年代中期应用该方案生产稀土镁球墨铸铁曲轴以来，大量实践证明：只要注意控制铁液成分和浇注温度，注意控制型砂和铸型硬度等工艺因素，收缩缺陷可以消除。而该方案，充型平稳、劳动条件好、生产率高、便于大量生产的流水作业，故决定选用横浇、横冷方案。

（7）造型工艺

1）铸型装配图（见图 4.7-277）。第 2、3、4、5 连杆颈

分别用砂芯形成，每箱铸两只曲轴。分型面通过1、6连杆颈和主轴颈轴线。1、4号砂芯通用。



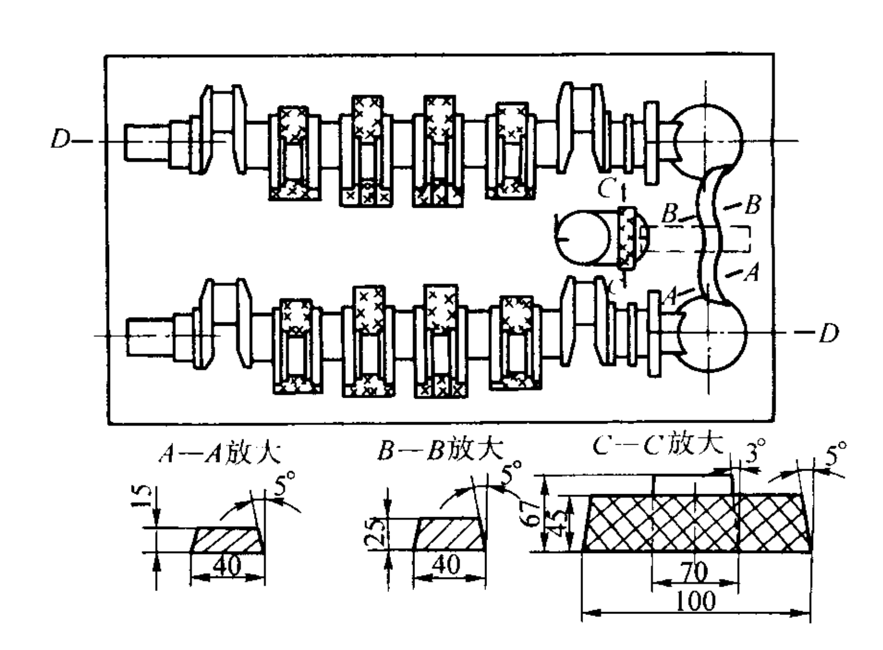


图4.7-277 6100曲轴的铸型装配图

2）型砂及芯砂　对型砂（单一砂）的性能要求是：湿压强度0.11～0.15 MPa，湿拉强度27～40 kPa，透气性大于100（AFS），紧实率38%～44%，有效黏土质量分数6.5%～8.0%，流动性80±5，有效煤粉质量分数6%～7%，总细粉质量分数11%～14.5%。使用粒度为70/140筛号的原砂。

最早采用呋喃Ⅰ型树脂砂热芯盒制芯，因其中含氮过高，易引起气孔，故改用壳芯树脂砂制芯。壳芯制芯的主要工艺参数：吹砂压力0.3～0.4 MPa，吹砂时间2～4 s，结壳时间15～25 s，烘烤时间40～50 s，烘烤温度180～200℃。

3）比压　选用0.9 MPa。铸型硬度为85～95（靠近砂箱四周为70～80）单位。高的铸型硬度可保证曲轴尺寸精度高、利用球墨铸铁的石墨化膨胀减少缩松倾向。从这个意义上说，希望选用更高的比压。但受ZB3512电磁微震造型机本身刚度的限制。

（8）浇注系统

浇道比：$A_{直}:A_{阀}:A_{过}:A_{横}:A_{内}=1.77:1.16:1.27:1.536:1$。

（9）工艺参数

1）加工余量（MA，非RMA）　主轴颈，3.5 mm。连杆轴颈，4 mm。法兰和曲轴小端侧面，4 mm。轴颈台肩，3 mm。

2）铸造收缩率　0.7%。

（10）质量检验及主要缺陷防止

大量生产铸造曲轴，必须加强质量检验工作，特别是无损检验，方能有效控制质量。曲轴的主要检验工作有：炉前铁液球化质量，曲轴本身的球化质量检验等。生产中曲轴本身的球化质量是用曲轴音频检验仪来进行判别的。音频检验原理是：测出曲轴的纵向振动固有频率，用以鉴定曲轴的球化率是否合格。这是因为石墨的形状、大小、数量和分布影响铸铁的弹性模量，而弹性模量的大小与固有频率有关。因此，在一定条件下测定曲轴的固有频率能间接反应出球化率等内部质量情况。这如同用敲击曲轴所发出的声音去辨别球化好坏的道理基本一致。生产经验证明，这是一种行之有效地检验手段，该法还可发现裂纹。

主要缺陷是皮下气孔、夹渣和有时球化不良。

1）皮下气孔　有一种皮下气孔多出现在砂芯成形的曲轴圆弧面上，气孔在ϕ3 mm以下，深度2～5 mm。有的呈圆柱状。这种气孔主要和芯砂中含氮量高有关。另一种是针孔。一般出现在曲轴小端和1～4拐的上表面，大小和深度多在2 mm以内，有时与夹渣同时出现。从生产中的统计和分析中认为，主要和以下因素有关：铁液中残留的稀土镁量过高，铁液温度低，型砂中的有效煤粉含量低。改善了这些因素，针孔则明显减少。可以认为这种针孔是一种反应性气孔。

2）夹渣　产生在铸件上表面，从断面上或从机加工后的表面上，肉眼可以观察到黑渣的分布，用硫印、氧印的方法则能更清晰地显示出来。黑渣主要由镁和稀土的氧化物、硫化物、氢化物以及二氧化硅、硫化锰、氧化铁、氧化铝等组成，是一种十分复杂的非金属夹杂物。主要由铁液的氧化膜及硫化夹杂物所引起的。防止方法：降低原铁液的含硫量，减少球化处理后铁液中的残余镁量，保证足够的残余稀土量，提高浇注温度，向铁液表面加盖冰晶石粉等。采用以上措施后，黑渣缺陷就很少发现。

10.5.9 可锻铸铁件1130（B）同径三通

（1）生产条件

1）生产性质：大量生产。

2）材质：KTH 330-08。

3）结构及使用条件　1130（B）同径三通是接水暖管道用的1/2 in的三通接头，壁极薄，只有2.5 mm厚。铸件重0.128 kg。要求韧性。三个内管螺纹面各留加工余量（MA）0.6±0.2 mm。轮廓尺寸为54 mm×42 mm×30 mm。

（2）主要技术要求

1）力学性能　抗拉强度$\sigma_b \geqslant 330$ MP，伸长率$\delta \geqslant 8\%$。铸件应经水压试验，水压2.45 MPa，时间2～5 s，不渗漏者为合格。以上两项是作为验收依据的主要技术要求。

2）化学成分（质量分数,%）　C 2.6～2.8，Si 1.5～1.8，Mn 0.5～0.6（以Mn＝1.71 S＋0.2～0.25为依据），S＜0.2，P＜0.12，Cr＜0.05，另外，加入0.1的Al和0.005～0.015的Bi。

3）金相组织　铁素体基体，均匀分布的团状石墨，珠光体不多于20%。

4）尺寸精度　外径公差±0.75 mm，壁厚公差±0.5 mm，总长度±1.5 mm。

此外，铸件表面应清理光洁，无毛刺。不允许有气孔、缩孔、缩松、裂纹等缺陷。

（3）造型、制芯、熔化及浇注设备

在DISAMATIC 2013型造型机上造型，造型线的砂型尺寸为600 mm×480 mm×120～300 mm（宽×高×厚），实际应用砂型厚度调整为150 mm。生产率为240型/h。

用国产Z8612热芯盒射芯机制芯。每盒射制2个大砂芯（相当于20个铸件用的砂芯），生产率60盒/h。

采用冲天炉熔化铁液，用转包或保温电炉气压包浇注。

（4）对型（芯）砂的要求

1）型砂性能　湿压强度0.167～0.186 MPa，湿拉强度16.7～24.5 kPa（170～250 g/cm²），紧实率35%～45%，透气率60～90（AFS单位），流动性85%～86%，振裂系数（shater index）77%～83%，有效黏土质量分数7%～10%，死黏土质量分数不超过2%～4%，总含泥量14%～16%，灼烧减量3.5%～4.5%。

2）型砂配比　旧砂97%～98%，新砂2%～3%，膨润土占砂重的1%，煤粉0.3%。

3）芯砂性能　呋喃树脂砂，干拉强度大于1.47 MPa。

4）芯砂配比（质量分数）　新砂（70/140筛号）100%，树脂3%，固化剂（氯化铵:尿素:水＝1:3:3）加入

量为树脂量的 20%。

（5）垂直分型的铸造工艺方案

三通的铸造工艺如图 4.7-278。分型面通过三通的三个轴线，浇注位置为两螺纹面呈直立状态，一个孔的螺纹面呈水平状态。每 10 个铸件公用一个砂芯。从三通的铸型装配图 4.7-279 可以看出，每型布置 40 个铸件，在型内呈 8 列（纵向）五层（横向），共需 4 个联合砂芯。这样设计的目的，为的是在规定的下芯时间内（7 ~ 8 s），能完成下芯动作。

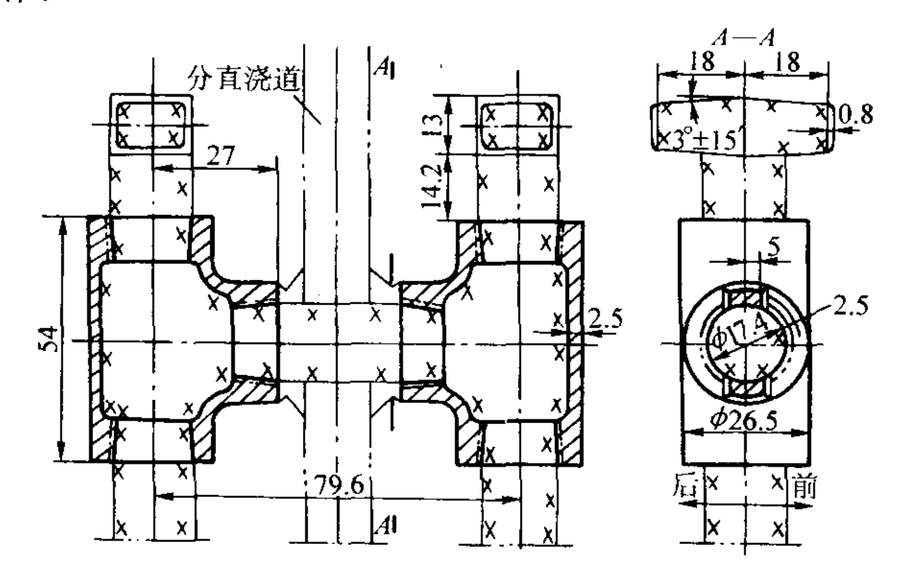


图 4.7-278 三通铸造工艺简图

可锻铸铁件体收缩率大，易产生缩孔、缩松缺陷。为了有效地对铸件实行补缩，利用局部加大的浇注系统起冒口作用，做到了铸件无缩松，有效地提高了工艺出品率。

（6）造型、制芯、浇注参数

1）造型参数 射砂压力 0.276 MPa。压实比压 0.986 MPa。铸型硬度 85 ~ 92。

2）制芯参数 射砂压力 0.59 MPa。热芯盒温度 200 ~ 220℃。固化时间 20 s。

3）浇注参数 浇注时间 8 s。浇注温度为 1 470℃。

（7）下芯问题

DISAMATIC 2013带有摆动式下芯机。下芯方法：把砂芯依次放入下芯框的芯座内，下芯框内部保持有 4.9 kPa 的真空度，通过芯头座内的小孔（ϕ4 mm）即将砂芯吸住。造型机的造型室关闭时，下芯框摆动 90°到与砂型行列成直线，然后移向砂型下芯。当下芯框接触到砂型时开动放泄阀消除真空度，砂芯便留挂在砂型上。最后下芯框反向运动，向外摆动 90°恢复原位。下芯机构循环时间 3 ~ 3.5 s，下芯最大行程 120 mm。它要求砂芯最大高度（垂直于分型面的高度）小于 150 mm，最小高度应大于 25 mm。

由于下芯时分型面呈垂直状态，要求：

1）每个砂芯都有楔入式挂钩芯头，以便插入型内保持稳定，防止砂芯从型上掉下来。经验表明，只要砂芯上部有挂钩芯头即可。下芯后让下芯头悬空 2 ~ 3 mm，可防止掉芯。

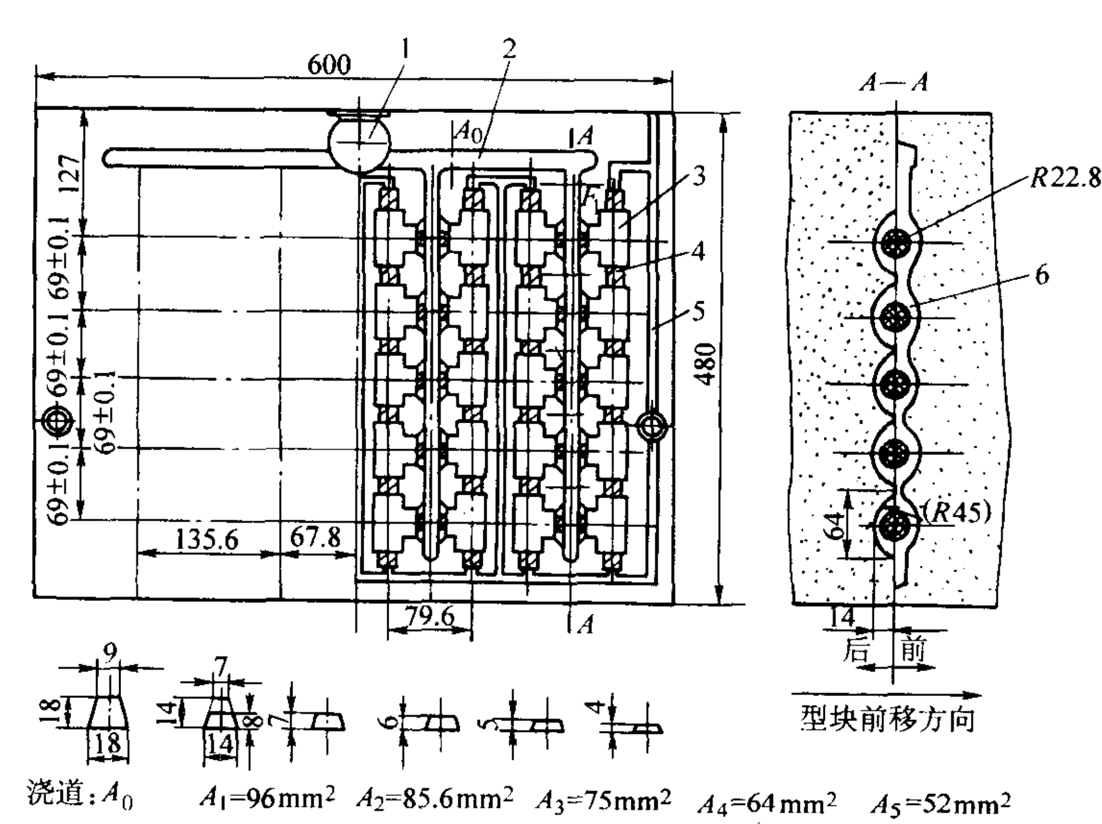


图 4.7-279 三通的铸型装配图

1—浇口；2—横浇道；3—铸件；4—砂芯；5—排气槽；6—分直浇道（冒口兼内浇道）

2）要求砂芯尺寸精确，无变形。故 DISAMATIC 造型线多用壳芯、热芯及冷芯盒砂芯。以便砂芯尺寸和下芯框、砂型尺寸相吻合，利用负压把砂芯吸在下芯框内，顺利下芯。

（8）浇冒系统

恒压等流量浇注系统。1 号浇口杯，横浇道（两道）断面积 A。分直浇道（四道）上的内浇道断面积，从上到下分别为 A_1、A_2、A_3、A_4、A_5。依次序其高度为 8 mm、7 mm、6 mm、5 mm、4 mm，均为等下底的梯形，下底宽为 14 mm。以此来控制铁液流量，使上下各层型腔同时充满。在靠近铸件的地方，将分直浇道局部加高，以便起“冒口”作用（见图 4.7-279 中 $A-A$）。

浇注系统各断面积的比例关系见表 4.7-218。

（9）铸造工艺出品率

46.4%。每型铸件重 5.2 kg，每型铁液重量 11.2 kg。

（10）可锻化退火

周期为 48 h。入炉后升温 16 h，920 ~ 950℃保温 9 h，降温 33 h 至 750 ~ 680℃，再保温 20 h。

表 4.7-218 三通铸型浇注系统各断面间比例（见图 4.7-279）

$\sum A_i$	$2A_0$	$4A_1$	$4A_2$	$4A_3$	$4A_4$	$4A_5$
面积/mm²	486	384	343	300	256	220
比例	2.2	1.74	1.56	1.36	1.16	1
对应铸件数	40	40	32	24	16	8

由于各种原因所造成的总废品率之和小于 8%。

10.5.10 转接头

1）材质：ZL101。

2）铸件重量：3.7 kg。

3）砂型种类：湿型。

4）工艺说明：采用水平分型，双直浇道；缝隙浇注系统；浇注系统各组元截面比为 $A_{直}:A_{横}:A_{内}=1.0:4.9:3.0$；铸造工艺图见图 4.7-280。

5）工艺出品率：46.8%。

图 4.7-280 转接头铸造工艺简图

6）浇注温度：710℃ ± 5℃。

7）型内冷却时间：大于等于 30 min。

10.5.11 后弧框

1）材质：ZM5。

2）铸件重量：7.5 kg。

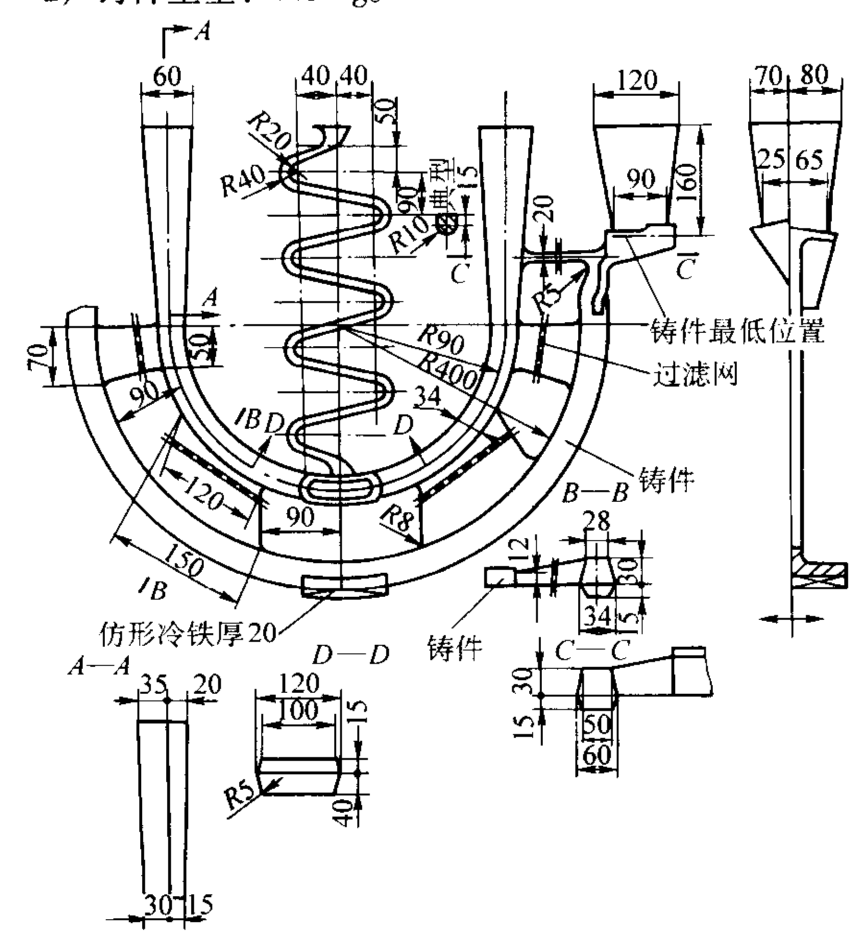


图 4.7-281 后弧框铸造工艺简图

3）砂型种类：湿型。

4）蛇形浇注系统：浇注系统各组元截面比为 $A_{直}:A_{横}:A_{内}=1.0:3.1:6.9$。

5）工艺说明：水平分型，立式浇注；铸造工艺图见图 4.7-281。

6）浇注温度：730℃ ± 10℃。

7）工艺出品率：43.4%。

10.5.12 蜗轮

1）材质：ZCuSn10Pb1。

2）铸件重量：801 kg。

3）砂型种 类：干型。

4）工艺说明：冷铁圈涂桐油挂砂；雨淋式浇注系统；铸造工艺图见图 4.7-282。

5）浇注温度：960 ~ 980℃。

6）工艺出品率：72.7%。

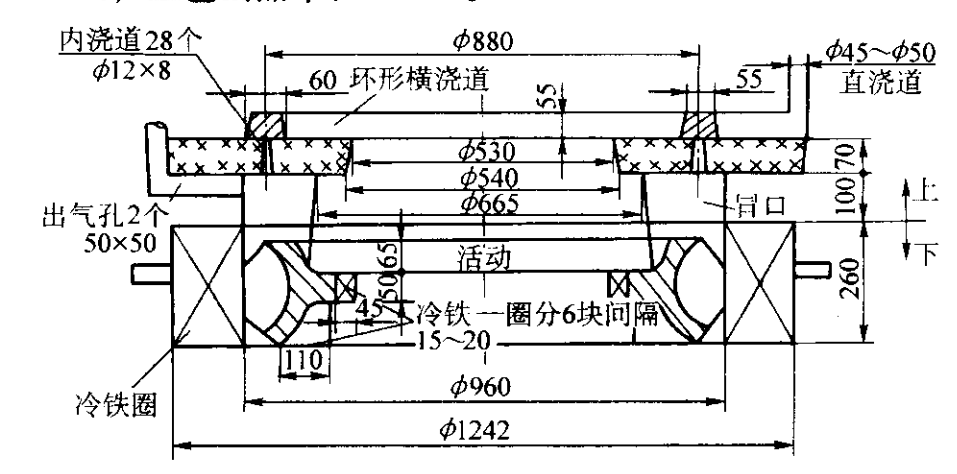


图 4.7-282 蜗轮铸造工艺简图

李魁盛（河北工业大学）

参考资料

1 黄天佑主编．铸造手册：第4卷，造型材料．第2版．北京：机械工业出版社，2002

2 王文清主编．铸造工艺学．北京：机械工业出版社，1998

3 张才元等．原砂焙烧与改变硅砂性能的研究．沈阳：中国铸造材料总公司．应用先进铸造材料工艺提高铸件质量研讨会论文集，1999

4 谢明师．国内外铸造用特种砂及其应用概况．中国铸造材料总公司信息中心，1996（9）

5 金仲信．高密度造型型砂的管理．铸造，2002（5）：316～319

6 金仲信．对湿型砂的一些新认识．中国铸造装备与技术，2002（1）：12～15

7 孙宝歧，吴一善等．非金属矿深加工．北京：冶金工业出版社，1995

8 吴浚郊，陈浩．型砂系统质量控制的新进展．铸造，1999（12）：44～48

9 赵书诚．型砂质量存在问题及改进措施．中国铸造装备与技术，2000（1）：34～38

10 刘树潘．湿型砂再生（上）、（下）．铸造设备研究，1997（6）：36～43，1998（2）：1～5

11 于震宗，黄天佑，殷锡鹏．湿型砂用膨润土检测技术的评述，现代铸铁，2003（5）：45～48

12 谢祖锡，向青春，汤彬，刘兴刚．湿型砂检测的概况及新发展，铸造设备研究，2000（1）：5～8

13 刘文川，梁应雄，刘谦．壳芯与热芯盒制芯的比较及应用前景．机械，1995（2）：42～44

14 顾秉章．对冷芯盒制芯工艺在我国铸造业中发展前景的探讨．柴油机设计与制造，1996（2）：21～29

15 董选普，黄乃瑜．铸造用粘结剂的分类及发展方向．铸造技术，1997（6）：32～35

16 万里，冀守勋，张俊德．酯硬化碱性树脂冷芯盒法制芯技术．中国铸造装备与技术，1997（6）：14～16

17 李欧卿，杨晶，程军．树脂砂制芯工艺的应用现状与发展方向．华北工学院学报，1997（3）

18 赵丽萍，杨晶，程军．PEP SET自硬砂制芯工艺及应用现状．华北工学院学报，1997（4）：334～337

19 邹化仲．三乙胺法冷芯盒制芯工艺的应用及探讨．汽车工艺与材料，1997（1）：14～16

20 邹勇根．制芯工艺最新发展——制芯中心．现代铸铁，1997（2）：43～45

21 宋象军，罗吉荣，黄乃瑜，马克湘，伊向文，王功成．热芯盒制芯原材料及工艺参数的探讨．中国铸造装备与技术，1998（3）：30～32

22 周标，左涛，吴浚郊．冷芯盒砂芯对铸件质量的影响．铸造，1998（12）：33～36

23 李润霞，白彦华，孙万柏．气体硬化树脂砂发展概况．沈阳工业大学学报，1998（3）：93～97

24 肖柯则．树脂覆膜砂的进展．铸造技术，1999（1）：10～12

25 刘伟华，吕德志，金广明，王岩，王博．新型CO_2/酚醛树脂冷芯盒工艺的研究．铸造，1999（4）：10～13

26 刘琦，万仁芳，黄天佑．高湿环境下冷芯盒制芯工艺的优化及其在轿车铸件生产中的应用．铸造，1999（6）：31～34

27 李承春．国内外热芯盒树脂砂及其制芯工艺的现状与发展前景．铸造，1999（9）：45～48

28 黄乃瑜，魏伯康，罗吉荣．铸造原辅材料的发展趋势及若干建议．铸造，1999（S1）：32～37

29 吉祖明．我国冷芯盒制芯（型）技术的现状及其发展前景．柴油机设计与制造，1999（4）：40～43

30 刘日新．覆膜砂热芯盒制芯工艺在微型汽车发动机机体上的应用．广西机械，1999（2）：7～10

31 施郭健．热芯盒制芯的关键工艺环节．铸造技术，2000（6）：17～19

32 袁宏．SO_2法与三乙胺法制芯工艺的比较．中国铸造装备与技术，2001（2）：20～22

33 刘玉田．三乙胺法冷芯盒制芯工艺的应用．中国铸造装备与技术，2001（4）：26～28

34 蔡教战．我国铸造覆膜砂的生产、应用与展望．广西机械，2001（4）：3～8

35 赵书城．树脂砂制芯工艺在东风汽车公司的应用．中国铸造装备与技术，2002（3）：1～4

36 谭晓明，赵春玲，尚永华，李焰，黄乃瑜．CO_2固化碱性甲阶酚醛树脂粘结剂的研究进展．铸造，2002（4）：201～204

37 令军科．一种新型气硬冷芯盒树脂砂工艺试验及其在生产中的应用．铸造技术，2003（5）：413～414

38 李传栻．内外铸造粘结剂的应用现状与发展趋势．机械工人．热加工，2004（3）：1～4

39 铸造设备造用手册编委会．铸造设备选用手册．第2版．北京：机械工业出版社，2001

40 李树桢．“连续、高速、施搓”高性能行星转子混砂机．铸造设备研究，1997（6）：3～5

41 鲁永杰．铸造行业绿色铸造技术发展战略．铸造，1999，增刊：71～75

42 朱纯熙，卢晨，季敦生著．水玻璃砂基础理论．上海：上海交通大学出版社，2000

43 王文清，李魁盛．铸造工艺学，北京：机械工业出版社，1998

44 侯良义，李明星，韩克军．水玻璃砂铸造的出路．会议交流资料，1997

45 余明伟．一种铸造用改性水玻璃及其制备．中国专利．No.1238249，1999

46 沈阳汇亚通铸造材料公司．新型水玻璃自硬砂工艺及材料应用技术．2000年中车总公司干法落砂经验交流会，2000（7）

47 董选普．脉冲VRH－CO_2制芯工艺的研究．中国机械工程，1997（6）：10～11

48 樊自田、董选普、黄乃瑜等．水玻璃砂工艺及材料研究与应用的新进展．铸造，2002（9）：530～534

49 王秀萍，肖波，徐正达等．微波水玻璃砂芯和砂型及其旧砂再生．特种铸造及有色合金，1997（4）：7～9

50 李华基，谢卫东，水玻璃砂微波加热工艺及工程应用方案研究．重庆大学学报（自然科学版）．1999（11）：24～28

51 赵毓汉．微波硬化水玻璃砂铸钢件生产新方法．机车车辆工程，1998（2）：12～16

52 顾国涛等．MDT有机酯自硬砂工艺的研究与应用．铸造设备研究，1999（3）：35～42

53 王红宇．水玻璃有机酯自硬砂工艺的研究与应用．中国铸造装备与技术，1999（3）：37～39
54 樊自田，章道增等．酯硬化水玻璃再生砂的性能特征．铸造，1995（3）：15～19
55 魏华胜主编．铸造工程基础．北京：机械工业出版社，2002
56 郭景纯，郭思福著．铸造旧砂再生利用及污染治理．广州：中山大学出版社，2001
57 石光玉．水玻璃砂干法再生工艺及成套装备的研究和应用．铸造设备研究，1996（1）21～24
58 肖波等．LGG型滚筒式水玻璃砂机械法再生．中国铸造装备与技术，1997（3）：55～56
59 樊自田，黄乃瑜等．新型水玻璃旧砂湿法再生系统设备．铸造，1999：49～52
60 朱童斌，张良红，王黎明．有机酯水玻璃自理砂技术改造实践．铸造设备研究，2001（3）：11～17
61 谢明师，蒋乃隆等编著．呋喃树脂自硬砂实用技术．北京：机械工业出版社，1995
62 中国机械工程学会铸造分会编．铸造手册：第5卷铸造工艺第2版．北京：机械工业出版社，2003
63 中国机械工程学会铸造分会编．铸造手册：第1卷铸铁．第2版．北京：机械工业出版社，2002
64 中国机械工程学会铸造分会编．铸造手册第2卷铸钢．第2版．北京：机械工业出版社，2002
65 郭晨纯，郭思福著．铸造旧砂再生利用及污染治理．广州：中山大学出版社，2001
66 张启富，王文清编著．铸造流涂新工艺．北京：冶金出版社，1998
67 李传拭．铸造工程师手册第2版．北京：机械工业出版社，2003